



Carlos Miguel Pedroso ***AVALIAÇÃO DO TRATAMENTO DE NORMALIZAÇÃO
EM PEÇAS OBTIDAS POR FORJAMENTO***



Carlos Miguel Pedroso ***AVALIAÇÃO DO TRATAMENTO DE NORMALIZAÇÃO
EM PEÇAS OBTIDAS POR FORJAMENTO***

dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação científica do Doutor João Paulo Davim Tavares da Silva, Professor Auxiliar com Agregação do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro

Dedico este trabalho aos meus pais, Maria José e Belmiro Pedroso, pelo incansável apoio que sempre me deram em toda a minha vida

o júri

presidente

Prof. Doutor Robertt Angelo Fontes Valente,
professor auxiliar do Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Aveiro

Prof.^a. Doutora Teresa Margarida Guerra Pereira Duarte,
professora auxiliar da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Prof. Doutor João Paulo Davim Tavares da Silva,
professor auxiliar com agregação da Universidade de Aveiro

agradecimentos

Ao Prof. Doutor J. Paulo Davim, pela sua ajuda e orientação na realização deste trabalho de investigação.

Aos Srs. Rui Santos e Nelson Santos, gerentes da empresa Forjaço, Lda, pela oportunidade proporcionada para a realização deste trabalho de investigação.

Ao Sr. Miguel Batista, técnico da Forjaço, Lda, pelo interesse e colaboração que sempre demonstrou.

A todos os colaboradores da empresa Forjaço, Lda, que directamente ou indirectamente colaboraram na execução deste trabalho.

À Forjaço, Lda, por todos os meios técnicos e humanos disponibilizados para a realização deste estudo.

Ao Sr. Manuel Augusto, técnico do CATIM, pela excelente colaboração e disponibilidade prestada.

Ao CATIM, por toda a disponibilidade demonstrada.

Aos meus pais, Maria José e Belmiro Pedroso, aos meus afilhados, Pedro Miguel e Ana Leonor.

palavras-chave

Forjamento a quente, tratamento térmico, normalização, arrefecimento controlado, tamanho de grão, microestrutura.

resumo

A presente investigação contempla o estudo do tratamento térmico de normalização de peças de aço em bruto de forja, e a viabilidade da sua substituição por um arrefecimento a temperatura controlada aproveitando o calor residual resultante do processo de forjamento, com todas as vantagens económicas associadas.

O estudo foi desenvolvido em três grupos de amostras, um sem tratamento, outro com o tratamento de normalização, e outro com amostras obtidas por arrefecimento a temperatura controlada.

Os resultados obtidos pelos ensaios de dureza e pela observação da microestrutura obtida, revelaram a viabilidade em se fazer a substituição do tratamento térmico de normalização pelo arrefecimento a temperatura controlada.

Keywords

Hot forging, heat treatment, annealing, controlled temperature cooling, grain size, microstructure.

abstract

The present research includes the study of a annealing heat treatment in a steel forging product, and the feasibility of being replaced by a controlled temperature cooling process, using the residual heat resultant from the forging process, with all the economical benefits.

The study was developed in three groups of samples, one of them untreated, the other was annealed, and the last one with samples obtained from the controlled temperature cooling process.

The hardness tests results and the microstructure observations obtained revealed the feasibility of the replacement of the annealing treatment for the controlled temperature cooling process.

Índice

Dedicatória

Júri

Agradecimentos

Palavras-chave

Resumo

Índice de figuras

Índice de tabelas

1. Introdução	1
1.1 Enquadramento	1
1.2 Breve descrição do trabalho	5
2. Revisão Bibliográfica	7
2.1 Forjamento	7
2.2 Tratamentos térmicos	15
2.2.1 O equilíbrio das ligas ferro-carbono	17
2.2.2 Microconstituintes do aço	21
2.2.2.1 A Austenite	21
2.2.2.2 A Ferrite	21
2.2.2.3 A Cementite	21
2.2.2.4 A Perlite	22
2.2.2.5 A Martensite	22
2.2.2.6 A Bainite	23
2.2.3 Velocidade de arrefecimento	24
2.2.4 Algumas considerações sobre a normalização	26
2.3 Síntese	27
3. Procedimento Experimental	29
3.1 Peça escolhida para o estudo	29
3.1.1 Descrição dimensional	32
3.1.1.1 Peça forjada	32
3.1.1.2 Peça maquinada	33

3.1.2 Matéria-prima	33
3.1.3 Processo de fabrico da peça	34
3.2 Forjamento	35
3.3 Tratamento térmico	40
3.3.1 Caixa	42
3.4 Amostras	45
3.5 Métodos utilizados	47
3.5.1 Dureza	47
3.5.2 Análise da microestrutura	49
3.5.3 Simulação por elementos finitos	50
4. Resultados e sua discussão	53
4.1 Determinação da zona crítica	53
4.2 Análise da dureza da peça	55
4.3 Análise da microestrutura	58
4.3.1 Zona crítica da peça	58
4.3.1.1 Fotomicrografias	58
4.3.1.2 Quantificação das fases	62
4.3.1.3 Tamanho de grão médio	62
4.3.1.4 Análise dos resultados	64
4.3.2 Comparação periferia - centro da peça	64
4.3.2.1 Fotomicrografias – Amostra “TN”	65
4.3.2.2 Quantificação das fases	67
4.3.2.3 Tamanho de grão médio	67
4.3.2.4 Fotomicrografias – Amostra “CX”	68
4.3.2.5 Quantificação das fases	70
4.3.2.6 Tamanho de grão médio	70
4.3.2.7 Análise dos resultados	71
4.4 Discussão global de resultados	71
5. Conclusões	75
Referências	77

ÍNDICE DE FIGURAS

- Figura 1.1 – Peça com aplicação industrial (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) Peça obtida após forjamento, b) Peça no estado final após maquinagem montada no conjunto.
- Figura 1.2 – Exemplos de microestruturas obtidas (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) Sem tratamento, b) Após normalização, c) Após arrefecimento controlado.
- Figura 2.1 – Forjamento em Matriz Fechada, 1ª e 2ª operação, aproximação e acabamento (*Cortesia, Forjaço Lda*).
- Figura 2.2 – Esquema da matriz, rebarba e peça (*Mielnik, 1991*).
- Figura 2.3 – Operação de Rebarbagem (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 2.4 – Evolução da Carga de Forjamento com o aumento do curso da matriz (*Mielnik, 1991*).
- Figura 2.5 – Exemplo de um ângulo de saída numa peça forjada (*Manual de Forjamento Forjaço, 2006*).
- Figura 2.6 – Exemplo de um conjunto de ferramentas utilizadas no forjamento de uma peça (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 2.7 – Diagrama de equilíbrio dos aços não-ligados relativo aos tratamentos térmicos (*Seabra, 1981*).
- Figura 2.8 – Diagrama de transformação de um aço-carbono hipo-eutectoide (0,4%C) em arrefecimento lento (*Smith, 1996*).
- Figura 2.9 – Microestrutura do aço em função do aumento do teor em carbono (*Smith, 1996*).
- Figura 2.10 – Microestrutura de aços hipoeutectóides em função do carbono (*Soares, 1992*).
- Figura 2.11 – Variação do espaçamento interlamelar em função do arrefecimento (*R. Villegas, et al. 2000*).
- Figura 2.12 – Exemplo de uma curva TTT para um aço eutectóide.
- Figura 3.1 – Exemplo de montagem 1 – Cadeia de Suspensão Simples (*Cortesia, Industrias Arruti, S.A.*).
- Figura 3.2 – Exemplo de montagem 2 – Cadeia de Suspensão Simples (*Cortesia, Industrias Arruti, S.A.*).
- Figura 3.3 – Excerto do catálogo do cliente para esta família de peças (*Cortesia, Ind. Arruti, S.A.*).
- Figura 3.4 – Esquema de montagem. Imagem SolidWorks (*Cortesia, Forjaço Lda*).
- Figura 3.5 – Desenho de definição da Rótula R16 (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.6 – Representação 3D da Rótula R16 (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.7 – Esquema de Maquinagem da Rótula R16 (*Cortesia, Industrias Arruti, S.A.*).
- Figura 3.8 – Registo da Temperatura de Aquecimento (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.9 – Pirómetro de Controlo da Temperatura (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.10 – Operação de Laminagem (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.11 – Medição da temperatura antes do forjamento a quente (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.12 – Medição da temperatura depois do forjamento a quente (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.13 – Forjamento - 1ª Operação.
- Figura 3.14 – 2ª Operação (*Cortesia, Forjaço, Lda*).
- Figura 3.15 – Colocação da peça na matriz de corte (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.16 – Rebarba (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.17 – Peças à saída da operação de rebarbagem (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.18 – Gráfico representativo da evolução da temperatura.

Figura 3.19 – Forno contínuo de normalização (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.20 – Sondas de controlo do ciclo térmico (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.21 – Controlo da temperatura à saída do forno (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.22 – Curva Temperatura - Tempo – Forno contínuo.

Figura 3.23 – Peças no interior do forno contínuo (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.24 – Caixa isolada termicamente (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.25 – Registo da temperatura das peças na caixa (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) 5 Minutos, b) 15 Minutos, c) 25 Minutos, d) 35 Minutos.

Figura 3.26 – Registo da temperatura das peças na caixa (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) 85 Minutos, b) 100 Minutos.

Figura 3.27 – Curva Temperatura - Tempo – Caixa isolada termicamente.

Figura 3.28 – Amostras – Identificação “O”, “CX” e “TN” (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.29 – Amostras – Corte longitudinal (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) Serrote de Fita, b) Amostra.

Figura 3.30 – Fresagem (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.31 – Acabamento final das amostras (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) Lixagem, b) Polimento.

Figura 3.32 – Durómetros (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.33 – Linhas de medição da dureza (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.34 – Microscópio de verificação metalográfica Olympus PMG-3.

Figura 3.35 – Zonas de análise da microestrutura (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 3.36 – Representação das superfícies de contacto, SolidWorks (*Cortesia, Forjaço, Lda*), a) Superfície de contacto 1, b) Superfície de contacto 2.

Figura 3.37 – Determinação da zona crítica da peça, SolidWorks (*Cortesia, Forjaço, Lda*).

Figura 4.1 – Representação gráfica para as tensões (valores em N/m²).

Figura 4.2 – Representação gráfica das zonas críticas.

Figura 4.3 – Esquema da localização dos 38 ensaios de dureza efectuados (35 HRB + 3 HB).

Figura 4.4 – Resultado dos ensaios de dureza efectuados (valores em HRB e HB).

Figura 4.5 – Microestrutura da amostra “O”, zona 1/2 a diferentes ampliações, a), b).

Figura 4.6 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 1/2 a diferentes ampliações, a), b).

Figura 4.7 – Microestrutura da amostra “CX”, zona 1/2 a diferentes ampliações, a), b).

Figura 4.8 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 3/1 (periferia da peça), a), b).

Figura 4.9 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 3/3 (centro da peça), a), b).

Figura 4.10 – Microestrutura da amostra “CX”, zona 1/1 (periferia da peça), a), b).

Figura 4.11 – Microestrutura da amostra “CX”, zona 1/2 (centro da peça), a), b).

Figura 4.12 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 3/3 (centro da peça).

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição Química (Cortesia, Forjaço, Lda)

Tabela 3.2 – Propriedades Mecânicas (Cortesia, Forjaço, Lda)

Tabela 3.3 – Localização das observações microscópicas de acordo com a figura 3.35

Tabela 4.1 – Quantificação das fases existentes nas 3 amostras

Tabela 4.2 – Quantificação do tamanho de grão para as 3 amostras

Tabela 4.3 – Quantificação das fases existentes nas diferentes zonas da amostra “TN”

Tabela 4.4 – Quantificação do tamanho de grão nas diferentes zonas da amostra “TN”

Tabela 4.5 – Quantificação das fases existentes nas diferentes zonas da amostra “CX”

Tabela 4.6 – Quantificação do tamanho de grão nas diferentes zonas da amostra “CX”

Tabela 4.7 – Comparação dos valores de dureza obtidos com a percentagem de fases na zona crítica (zona 1/2)

Tabela 4.8 – Comparação dos valores de dureza obtidos em zonas distintas de cada amostra

Tabela 4.9 – Quadro comparativo entre o tratamento actual “TN”, e o tratamento alternativo “CX”

Capítulo 1)

Introdução

1.1 Enquadramento

O mais recente aumento do preço do petróleo, que provocou a crise energética actual, a crescente consciencialização ecológica mundial, assim como a competitividade entre empresas decorrente das exigências dos clientes, obrigam a uma procura permanente da melhoria continua de processos e métodos produtivos, principalmente a nível industrial, no sentido de se reduzir o consumo energético, aumentar a sua flexibilidade e rapidez, tornando-os assim mais económicos e ao mesmo tempo menos poluentes.

Os processos de conformação plástica dos metais devido à sua característica de ferramentas dedicadas, custo elevado de equipamentos, alto tempo de preparação da máquina, sempre estiveram ligados aos conceitos de produção em grandes lotes, inviabilizando a sua aplicação para produção de pequenos lotes. Entretanto, as alterações nestes processos devidas às novas tecnologias para atender às necessidades do mercado que exige uma maior diversificação de produtos, fazem com que o tamanho dos lotes seja reduzido (*Yamakami and Button, 2001*).

No forjamento a quente, e tendo em conta as suas fases principais, as possibilidades de melhoria do processo podem surgir fundamentalmente na temperatura de rebarbagem, na manipulação das peças a altas temperaturas, na diminuição quantidade de rebarba gerada, na rapidez de montagem e regulação das ferramentas, no desenvolvimento de prensas mais rápidas e potentes, e no aproveitamento do calor residual do processo para o tratamento térmico de recozido ou outro realizado posteriormente.

Através do arrefecimento controlado da peça forjada, pode obter-se uma taxa de arrefecimento que seja adequada à ocorrência das transformações microestruturais desejadas, e consequentemente, a obtenção das propriedades exigidas, não havendo desta forma a necessidade de se fazer um tratamento térmico posterior, como a normalização necessária para se melhorar a maquinabilidade do material, o que diminuiria significativamente a energia gasta, e o tempo total do processo produtivo.

Em geral o forjamento a quente de peças em aço, é seguido de um tratamento térmico de normalização para homogeneizar a microestrutura.

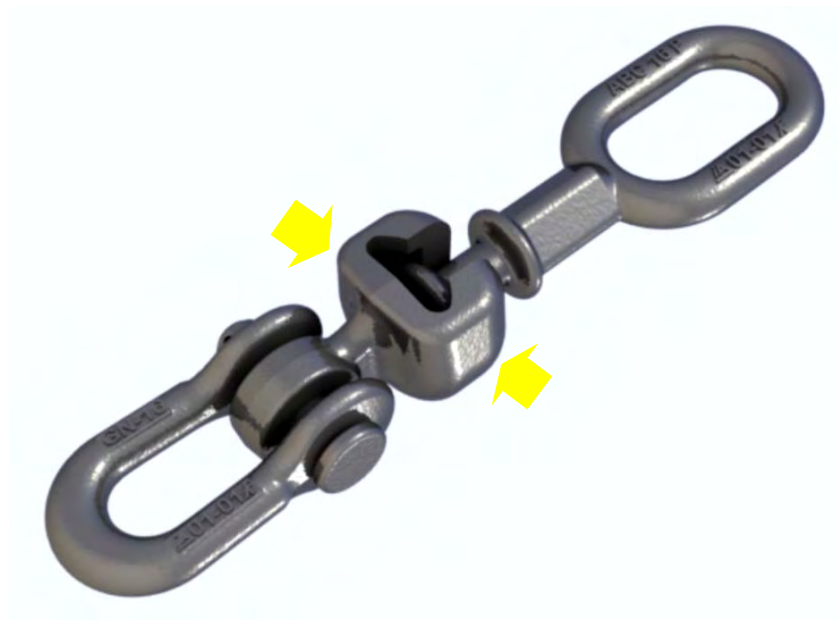
O presente estudo sobre o tratamento térmico de normalização, pretende concluir quanto à sua eficácia, sugerindo ou não alterações aos parâmetros utilizados, analisando a viabilidade de uma melhoria no aproveitamento do calor residual do processo, tendo em vista uma redução do consumo energético, tornando-o mais económico e ao mesmo tempo menos poluente.

Deste modo pretende-se numa primeira fase, avaliar o tratamento térmico de normalização de peças forjadas em aço de construção, utilizado actualmente na Forjaço, Lda, baseado na sua microestrutura e dureza obtida, e numa segunda fase, avaliar a possibilidade de aproveitamento do calor residual do forjamento, para que através de um arrefecimento controlado das peças se consiga obter as características mecânicas de dureza e microestruturais pretendidas, evitando-se assim o tradicional tratamento térmico de normalização.

Para a realização deste estudo utilizou-se uma peça em bruto de forja, com bastante peso na produção da Forjaço Lda tendo em conta o numero anual de peças produzidas, e cuja aplicação industrial após maquinagem é realizada em componentes de tensão e suspensão de cabos condutores de alta tensão. Na figura 1.1 pode observar-se a peça em estudo em bruto de forja, figura 1.1 a), e após maquinagem e montada no conjunto, figura 1.1 b).



a) Peça obtida após forjamento



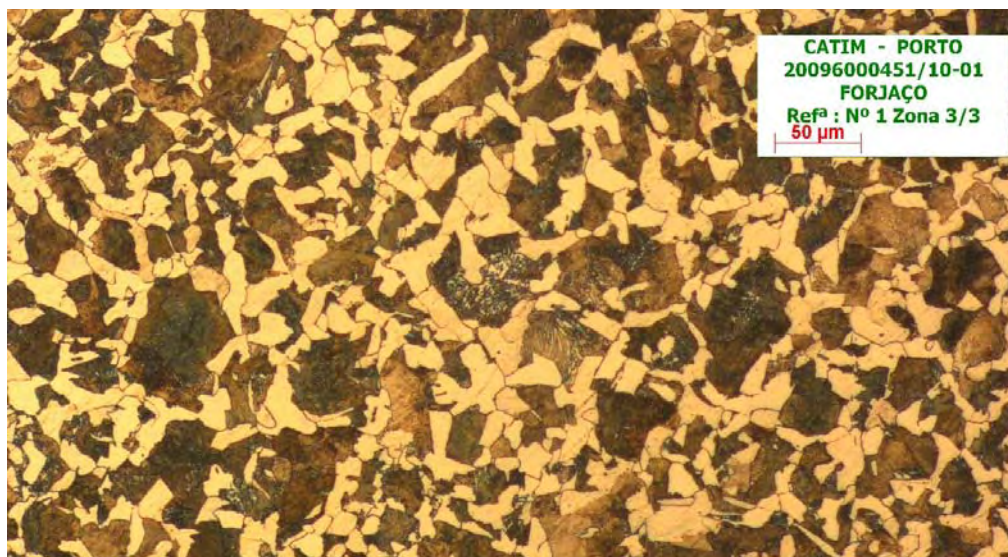
b) Peça no estado final após maquinagem montada no conjunto

Fig. 1.1 – Peça com aplicação industrial (Cortesia, Forjaço, Lda)

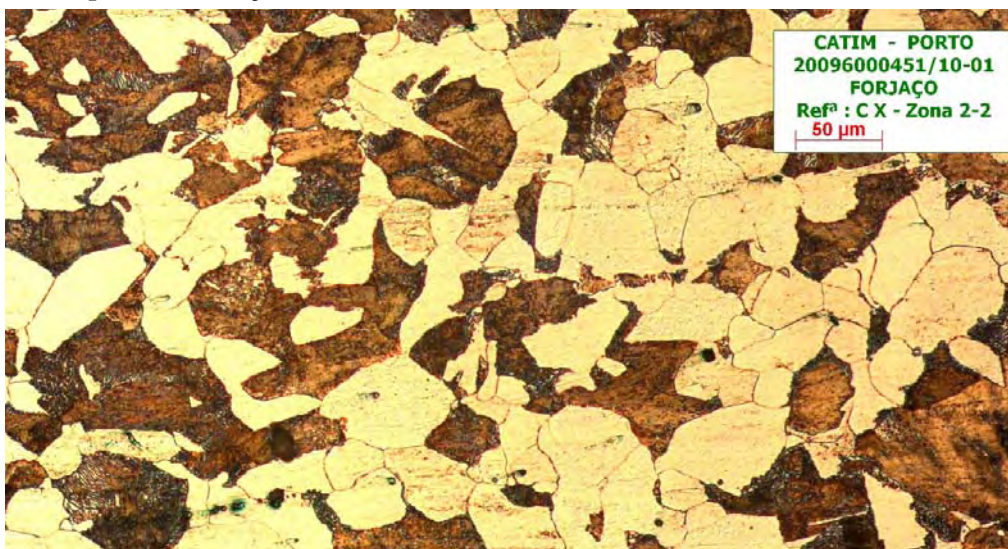
Na figura 1.2 podemos observar alguns exemplos de microestruturas obtidas na peça. O primeiro exemplo corresponde a amostra obtida após forjamento e sem tratamento térmico, figura 1.2. a). O segundo exemplo corresponde a uma amostra obtida após forjamento e normalizada, figura 1.2. b), e no terceiro a uma amostra obtida após forjamento com arrefecimento controlado, figura 1.2. c).



a) Sem tratamento



b) Após normalização



c) Após arrefecimento controlado

Fig. 1.2 – Exemplos de microestruturas obtidas (Cortesia, Forjaço, Lda)

1.2 Breve descrição do trabalho

Após a presente introdução **Capítulo 1**, apresenta-se o **Capítulo 2** onde se efectuou uma breve pesquisa sobre alguns aspectos do processo de conformação plástica de forjamento e do tratamento térmico de normalização, para se poder enquadrar o estudo a realizar.

No **Capítulo 3** apresenta-se com algum detalhe todo o procedimento experimental realizado. Descrevem-se os materiais utilizados e identificam-se todos os equipamentos envolvidos nas diversas fases do processo de forjamento e do tratamento térmico, bem como os equipamentos utilizados para caracterizar a microestrutura e dureza da peça.

No **Capítulo 4** começa-se por se determinar a zona crítica da peça, que será a zona da peça onde o estudo será mais incisivo. Segue-se uma apresentação dos valores encontrados para os ensaios de dureza efectuados. Posteriormente apresentam-se as observações obtidas para a microestrutura nas diferentes amostras, efectuando-se a respectiva quantificação de fases e do tamanho de grão. Por fim faz-se uma análise geral e discussão dos resultados obtidos.

Finalmente no **Capítulo 5** apresentam-se as conclusões finais do trabalho de investigação realizado.

Capítulo 2)

Revisão Bibliográfica

O presente capítulo descreve o processo de forjamento a quente, faz uma revisão aos principais conceitos microestruturais dos aços, relaciona as velocidades de arrefecimento com as microestruturas obtidas, e por fim explica o tratamento de normalização como técnica de melhoramento das propriedades mecânicas dos aços.

2.1 Forjamento

O forjamento é um processo de conformação plástica, que consiste em modificar a forma dos materiais, por acção de forças exteriores, sem que haja desagregação de material. Com excepção do trabalho especial de comprimir, o processo também se caracteriza por não haver modificação sensível do volume inicial do material.

A importância fundamental deste processo de trabalho reside na sua economia, conjugada com a melhoria das propriedades mecânicas das peças obtidas.

O forjamento tem tido tradicionalmente uma posição eminente perante os vários métodos de fabrico, porque os produtos forjados tanto permitem o máximo de fiabilidade,

como propriedades superiores. As pressões económicas originadas pela forte concorrência internacional, assim como o aumento crescente do controlo do ar, água, ruído e segurança, estão a ter um forte impacto económico na indústria do forjamento (*Douglas and Kuhlmann, 2000*).

No forjamento para se dar a forma pretendida às peças, aplicam-se forças que orientam o material nas direcções desejadas, resultando que as peças forjadas ficam com uma espécie de continuidade das fibras “textura”, que lhes dá uma maior resistência mecânica. A vantagem da melhoria das características mecânicas é bastante significativa, sendo às vezes aplicado o processo com o fim exclusivo dessa melhoria.

O forjamento tem porém o inconveniente de criar tensões internas nos materiais, devido aos esforços a que se submetem durante o processo de trabalho. Para diminuir ou remover essas tensões internas, os aços têm de ser submetidos a um tratamento térmico designado de recozido de normalização, que serve para eliminação ou redução de tensões.

Nem todos os materiais metálicos podem ser trabalhados por forjamento. A forjabilidade dos materiais metálicos está ligada à sua maleabilidade e à ductilidade. Em geral um material com grande extensão após rotura é normalmente facilmente forjável.

O ferro macio e os aços, que são os materiais mais utilizados no forjamento, são em geral forjados a quente. A temperatura de forja do ferro e aço, varia entre 800 e 1200°C conforme a sua composição química.

O forjamento pode ser classificado quanto à temperatura de forjamento, ou quanto ao método de aplicação de carga.

Considerando a temperatura de forjamento, a conformação pode ser feita a quente após aquecimento uniforme acima da temperatura de recristalização do metal, que lhe permite obter grandes deformações com uma menor força aplicada e uma boa precisão dimensional, ou sem aquecimento, normalmente em metais não ferrosos, em que as deformações são limitadas, sendo necessário maiores esforços mecânicos, e obtendo-se uma melhor precisão dimensional.

Quanto ao método de aplicação de carga, o forjamento pode ser dividido em dois principais métodos, por impacto ou por pressão.

No forjamento por impacto, é aplicada sobre o material a forjar uma pressão instantânea numa área relativamente pequena. São usados martelos pneumáticos ou de queda livre, em que a força é aplicada pelo impacto de golpes rápidos e sucessivos ao

metal por meios de uma massa que pode ir de 200 a 3000kg, que cai livremente ou é impulsionada por ar comprimido por grandes cilindros actuadores, de uma altura que pode variar entre 1 e 3,5 metros, resultando que a deformação se dá principalmente nas camadas superficiais da peça, o que origina uma deformação irregular nas fibras do material (Chiaverini, 1986).

Segundo Mielnik (1991), no forjamento por pressão ou prensagem, o metal fica sujeito à acção da força de compressão a baixa velocidade, e a pressão atinge o seu valor máximo pouco antes de ser retirada, de forma a que as camadas mais profundas da estrutura do material sejam atingidas pelo processo de conformação. A deformação resultante é então mais regular, do que a produzida pela acção dinâmica dos sucessivos impactos.

Tendo em conta o tipo de matrizes usadas no forjamento, o processo de forja pode dividir-se em forjamento em matriz aberta ou livre, e forjamento em matriz fechada. O forjamento livre é realizado entre matrizes planas ou de formas muito simples. Esse processo é usado mais vulgarmente para peças grandes, ou quando o numero de componentes produzidos é pequeno. Frequentemente, o forjamento livre é usado para preparar a forma da peça para o forjamento em matriz, enquanto que no forjamento em matriz fechada usam-se blocos de aço cuidadosamente maquinados para produzir peças forjadas com tolerâncias dimensionais bastante precisas. Normalmente, para justificar a utilização dessas matrizes relativamente dispendiosas, esse processo é usado para taxas de produção altas.

Em geral, no forjamento em matriz fechada, primeiro faz-se uma aproximação à forma da peça na matriz de forja em bruto, obtendo-se uma forma próxima da desejada. A maior parte da mudança da forma ocorre quase sempre nesta etapa. Em seguida a peça é transferida para uma Matriz de Acabamento, onde é forjada para a forma e dimensões finais (figura 2.1).



Fig. 2.1 – Forjamento em Matriz Fechada, 1ª e 2ª operação, aproximação e acabamento (Cortesia, Forjaço Lda)

É importante usar sempre uma quantidade de metal suficiente para encher toda a cavidade da matriz. Como se torna difícil levar a quantidade exacta de metal a todos os pontos, é comum utilizar-se uma quantidade ligeiramente acima do necessário. Quando a matriz executa a etapa final de acabamento, o excesso de metal escoar para fora da cavidade como uma tira de metal chamada rebarba de forjamento em matriz fechada.

Com o objectivo de se evitar a formação de uma rebarba muito grande, em geral projecta-se um ressalto conhecido como zona da rebarba (figura 2.2) (Mielnik, 1991).

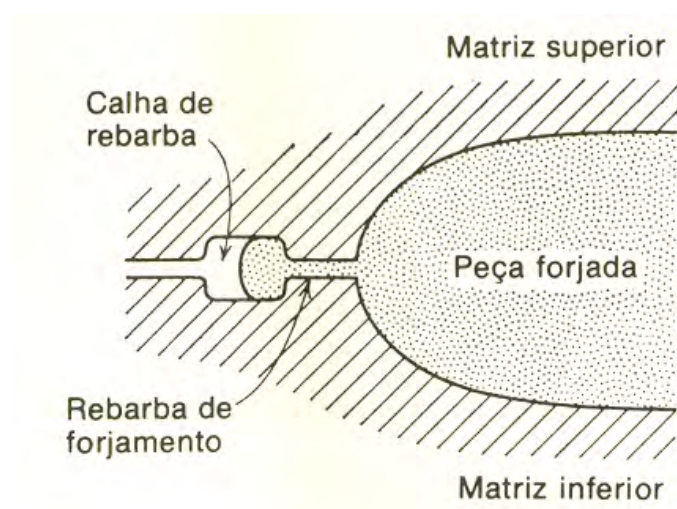


Fig. 2.2 – Esquema da matriz, rebarba e peça (Mielnik, 1991)

A etapa final de forjamento de uma peça em matriz fechada, é a remoção da rebarba com a matriz de aparar ou matriz de rebarbar (figura 2.3).



Fig. 2.3 – Operação de Rebarbagem (Cortesia, Forjaço, Lda)

A rebarba tem duas funções, ela actua como uma “válvula de segurança” para o excesso de metal na cavidade da matriz e permite também regular a pressão de forja através do controle da saída de material, sendo que uma rebarba muito fina faz aumentar a pressão para valores bem mais altos, assegurando que o metal preencha todos os espaços da cavidade da matriz (figura 2.4).

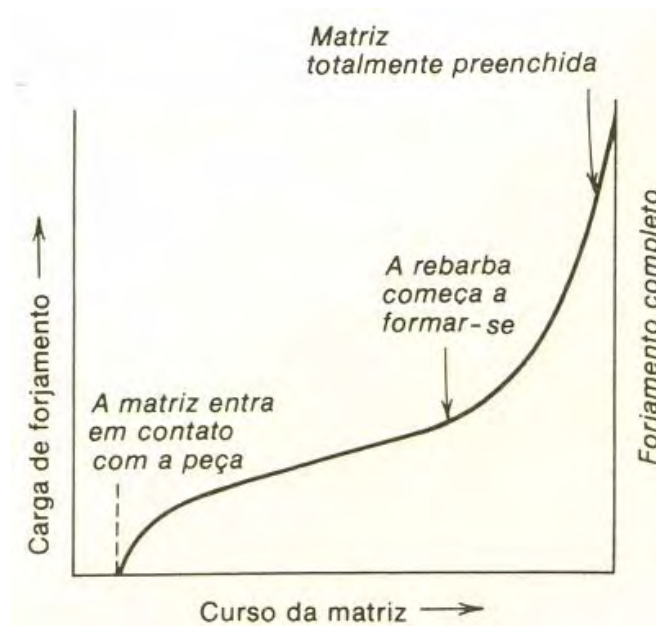


Fig. 2.4 – Evolução da Carga de Forjamento com o aumento do curso da matriz (Mielnik, 1991)

O objectivo do projecto da rebarba, é fazer o seu ajuste de tal forma que as suas dimensões façam com que a extrusão do metal através da abertura estreita entre as matrizes, seja mais difícil do que preencher os detalhes mais difíceis da matriz, porém isto não deve ser feito em excesso para não criar altas tensões de forjamento, como também evitar problemas como a deformação ou quebra da matriz (Mielnik, 1991).

No forjamento com matrizes fechadas, torna-se necessário existir um ângulo de saída na matriz, para facilitar a remoção das peças acabadas. Este ângulo de saída é de aproximadamente 5° para a forjamento de aços (figura 2.5).

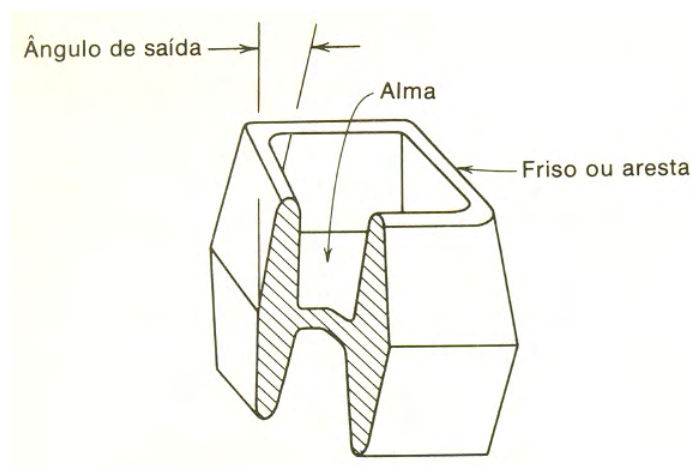


Fig. 2.5 – Exemplo de um ângulo de saída numa peça forjada (Manual de Forjamento Forjaço, 2006)

As matrizes de forjamento são submetidas a altas tensões de compressão, altas solicitações térmicas, e ainda a choques mecânicos. Devido a estas condições de trabalho torna-se necessário que estas matrizes apresentem alta dureza, elevada tenacidade, resistência à fadiga, alta resistência mecânica a quente e alta resistência ao desgaste. Por isso elas são elaboradas a partir de blocos de aços de liga tratados termicamente, por têmpera e revenido, nitruração, criogenização, etc (Manual de Forjamento Forjaço, 2006).

Uma peça forjada geralmente não é conformada num só golpe, porque tanto a direcção quanto a extensão na qual o metal pode escoar são pequenas. Por isso, para o fabrico de uma única peça são necessárias várias matrizes com cavidades correspondentes aos formatos intermediários que o produto vai adquirindo durante o processo (figura 2.6) (Chiaverini, 1986).

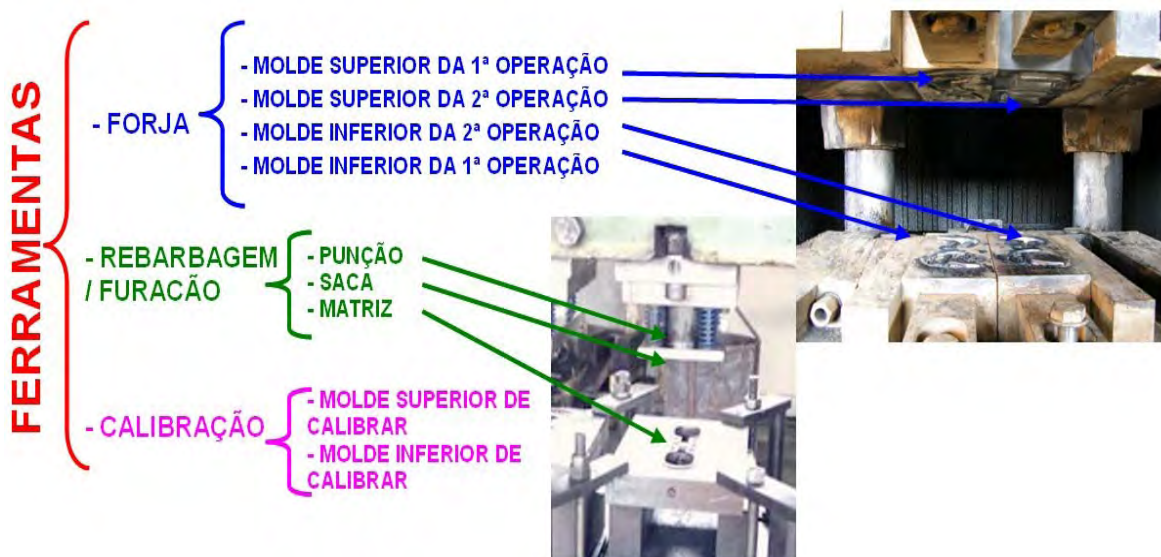


Fig. 2.6 – Exemplo de um conjunto de ferramentas utilizadas no forjamento de uma peça
(Cortesia, Forjaço, Lda)

Pela experiência adquirida em mais de 30 anos de actividade no sector do forjamento a quente podemos afirmar que os principais defeitos encontrados nos produtos forjados são^a:

- Falta de penetração, que se caracteriza pela penetração incompleta do metal na cavidade da ferramenta, alterando o formato da peça;
- Fissuras superficiais, causada por trabalho excessivo na periferia da peça a baixas temperaturas;
- Fissuras nas rebarbas, causadas pela presença de impurezas nos metais ou porque as rebarbas são pequenas, e iniciam-se nas rebarbas e podem penetrar nas peças durante a operação de rebarbagem;
- Fissuras internas, que têm origem no interior da peça, como consequência de tensões originadas por grandes deformações;
- Descontinuidades originadas pela sobreposição de superfícies, causadas por fluxos anormais de material quente dentro das matrizes, incrustações de rebarbas ou colocação inadequada do material na matriz;
- Incrustações de óxidos causadas pela camada de óxidos que se forma durante o aquecimento, e que normalmente se desprendem, mas que ocasionalmente podem ficar presas nas peças;

^a <http://pt.wikipedia.org/wiki/Forjamento>

- Descarbonização, que se caracteriza pela perda de carbono à superfície causada pelo aquecimento do material;

- Queima do aço, que acontece quando gases oxidantes penetram nos limites dos contornos dos grãos, formando películas de óxidos, causada pelo aquecimento próximo do ponto de fusão.

Segundo Chiaverini (1986), uma das vantagens do forjamento é a de comprimir o material eliminando as pequenas fissuras internas. O forjamento porém não poderá fazer desaparecer as heterogeneidades químicas nem as inclusões não metálicas, pode somente orientá-las no sentido do alongamento que sofre o lingote. Este alinhamento ao longo de zonas alternadamente puras e impuras, traduz-se num abaixamento das características mecânicas de alongamento, estrição e resiliência, no sentido transversal relativamente ao sentido longitudinal. Assim deve ser objectivo do forjador colocar as fibras resultantes da segregação do lingote do modo mais favorável, para que elas estejam no sentido dos esforços mais importantes que devam sofrer as peças (*Chiaverini, 1986*).

Segundo Douglas e Kuhlmann (2000), uma empresa de forjamento deve orientar a sua estratégia para o forjamento de precisão como forma de fazer face às constantes pressões económicas para melhoramento da sua competitividade, porque aproximadamente metade do custo de um produto forjado está na matéria prima usada. Se se utilizar um processo de forjamento mais preciso, poderão obter-se reduções nos desperdícios em cerca de 15%, que implicaria uma redução no custo de forjamento em cerca de 7,5%. Mesmo considerando que este forjamento de precisão acarretaria custos acrescidos para a empresa, os padrões de qualidade iriam obrigatoriamente aumentar e produzir economias. Ainda segundo estes autores, o forjamento de precisão pode reduzir os custos:

- reduzindo a matéria prima necessária em 10 a 30%;
- eliminando o corte de rebarbas de forjamento;
- reduzindo a energia consumida devido ao aquecimento a temperaturas mais baixas;
- simplificando o trabalho de limpeza das peças reduzindo a oxidação;
- eliminando alguns processos de pós forjamento tal como o tratamento térmico de normalização;
- reduzindo substancialmente o trabalho das operações de maquinação.

Como custos adicionais estes mesmos autores apresentam:

- preparações e afinações mais longas;
- fabrico de ferramentas;
- processo de controlo dimensional durante a produção;
- processo de controlo pós forjamento;
- redução do tempo útil de vida das ferramentas.

No entanto acreditam que apesar do processo de forjamento de precisão aumentar os custos, em muitos casos, estes não ultrapassam os proveitos gerados (*Douglas e Kuhlmann, 2000*).

2.2 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos são processos térmicos (aquecimento e arrefecimento) a que se submetem os aços com o fim de se modificar a sua microestrutura e assim melhorar as suas características mecânicas, sem alterar a sua composição química (*Soares, 1992*).

Dependendo da aplicação da peça forjada, as suas propriedades mecânicas podem ser melhoradas por aplicação de um tratamento térmico, anterior ou posterior à operação de forjamento:

- Pré-aquecimento, pode ser feito para prevenir a fractura ou distorção do material, colocando-se o material num forno ou série de fornos que lhe irão aumentar gradualmente a temperatura;

- Re cozido, pode anteceder a operação de forjamento para que o material se torne mais maleável e dúctil, reduzindo-se assim as tensões internas. Este tratamento é feito aquecendo-se o aço acima da zona crítica e deixando-o arrefecer lentamente;

- Normalização, é feita para melhorar a microestrutura do aço da peça forjada, melhorando-se assim as propriedades mecânicas. É realizada aquecendo-se o material acima da zona crítica e deixando-se arrefecer ao ar. Isto permite um refinamento do tamanho do grão;

- Endurecimento, pode ser realizado através de um tratamento de têmpera das peças forjadas, aquecendo-se lentamente o material até à zona crítica, para que haja uma transformação uniforme na microestrutura dos aços, arrefecendo-o rapidamente de seguida, num tanque com água ou óleo (*Seabra, 1981*).

Na figura 2.7, apresenta-se o diagrama de equilíbrio dos aços onde se representam os intervalos de temperaturas de referência para os diversos tratamentos térmicos.

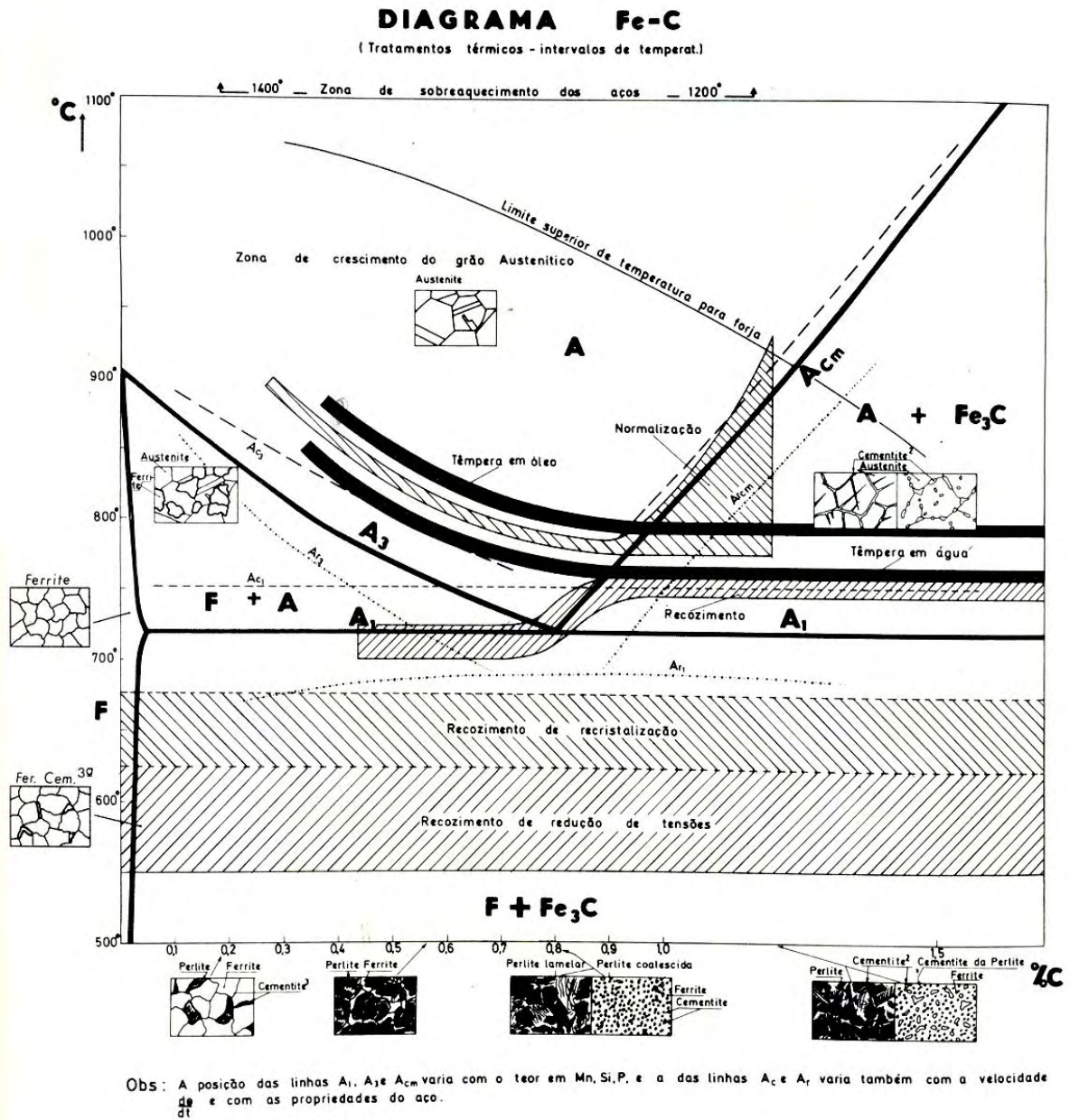


Fig. 2.7 – Diagrama de equilíbrio dos aços não-ligados relativo aos tratamentos térmicos (Seabra, 1981)

2.2.1 O equilíbrio das ligas ferro-carbono

Segundo Bhadeshia (1985), do Departamento de Materiais da Universidade de Cambridge, à pressão atmosférica e a temperaturas entre 912 e 1110°C, o ferro puro existe sobre uma organização atômica dos átomos de ferro em estrutura cúbica de faces centradas (CFC). Tal como noutros metais, a diminuição da temperatura conduz a uma organização atômica menos densa, a forma alotrópica cúbica de corpo centrado (CCC). Esta mudança na estrutura pode ocorrer pelo menos de duas maneiras diferentes, dando suficiente mobilidade atômica, a matriz CFC pode reconstruir-se totalmente passando para uma forma ferrítica CCC, através de uma pouco ordenada difusão dos átomos na interface de transformação. Por outro lado, se a fase CFC for rapidamente arrefecida até uma temperatura abaixo dos 912°C, não haverá tempo suficiente ou actividade atômica para facilitar a transformação por difusão. Todavia a força que conduz a esta transformação aumentará com um arrefecimento abaixo dos 912°C, e a formação de martensite eventualmente pode ocorrer. A versatilidade dos aços depende em larga medida desta grande variedade de microestruturas que podem ser obtidas por transformação da austenite. A microestrutura varia não só em morfologia, mas também na composição das fases existentes, defeitos estruturais, energia acumulada e estabilidade termodinâmica (Bhadeshia, 1985).

A característica típica das ligas ferro-carbono é a existência de dois sistemas sobrepostos, um estável e outro metaestável. A diferença entre o carácter estável e o metaestável é muito relativa por o grau de estabilidade ser influenciado por diversos factores, sobretudo a temperatura e a presença de elementos de liga. No caso dos aços, a forma estável só aparece excepcionalmente, pois a cementite não é estável, mas a sua velocidade de decomposição é desprezável, o que permite utilizar o diagrama de equilíbrio das ligas Ferro-Carbono para análises das reacções e descrição das estruturas resultantes (Costa, 1971).

Abaixo, definições dos termos usados no diagrama da figura 2.13:

Austenite: é a solução sólida do carbono em *ferro gama* (**Fe γ**).

Ferrite: é a solução sólida do carbono em *ferro alfa* (**Fe α**).

Cementite: o carboneto de ferro (**Fe₃C**).

Perlite: estrutura lamelar constituída alternadamente por lamelas de ferrite e cementite.

Fazendo uma interpretação do diagrama de equilíbrio das ligas Ferro-Carbono, tendo em conta o aço em estudo no presente trabalho, se uma amostra de um aço com 0,4%C (hipoeutectoide) for aquecida a cerca de 900°C (ponto *a*) da figura 2.8, durante tempo suficiente, a sua estrutura transformar-se-á em austenite homogénea. Posteriormente, se o aço for arrefecido lentamente até à temperatura *b* (cerca de 775°C), ocorrerá a nucleação e crescimento de ferrite pró-eutectoide, principalmente nos limites de grão da austenite. Se esta liga for arrefecida lentamente da temperatura *b* até à temperatura *c* da figura 2.8, a quantidade de ferrite pró-eutectoide formada continuará a aumentar, até que aproximadamente 50% de austenite se tenha transformado. Enquanto o aço é arrefecido de *b* até *c*, o teor em carbono da austenite restante aumentará de 0,4 para 0,8%. Se as condições de arrefecimento lento se mantiverem, a austenite restante transformar-se-á isotermicamente à temperatura de 723°C em perlite, através da reacção eutectóide: austenite → ferrite + cementite. À ferrite α da perlite chama-se *ferrite eutectóide* para a distinguir da ferrite pró-eutectoide que se forma inicialmente, acima de 723°C (Smith, 1996).

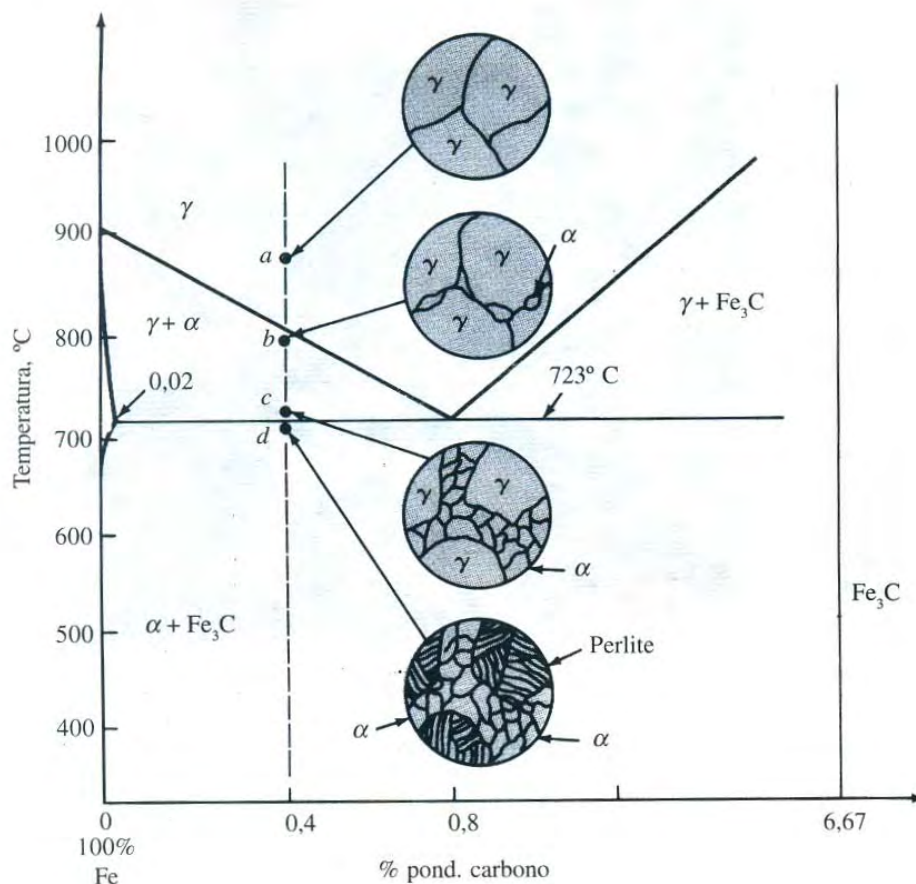
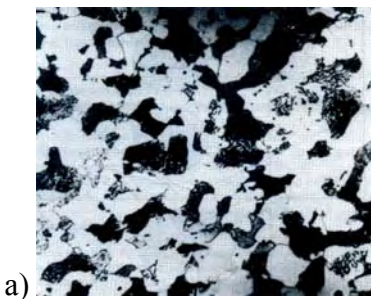


Fig. 2.8 – Diagrama de transformação de um aço-carbono hipoeutectoide (0,4%C) em arrefecimento lento (Smith, 1996)

Para o aço em estudo neste trabalho (hipoeutectóide 0,4%C), podemos a partir do diagrama apresentado na figura 2.8, calcular as proporções em peso de ferrite pró-eutectóide, eutectóide e cementite, presente no aço à temperatura ambiente:

$$\begin{aligned}
 - \% \text{ pond. ferrite pró-eutectóide} &= \frac{0,80 - 0,40}{0,80 - 0,02} \times 100\% = 50,0\% \\
 - \% \text{ pond. Perlite} &= 100\% - 50\% = 50,0\% \\
 - \% \text{ pond. ferrite total} &= \frac{6,67 - 0,40}{6,67 - 0,02} \times 100\% = 94,3\% \\
 - \% \text{ pond. ferrite eutectóide} &= \text{ferrite total} - \text{ferrite pró-eutect.} = \\
 &= 94,3 - 50,0 = 44,3\% \\
 - \% \text{ pond. cementite total} &= \frac{0,40 - 0,02}{6,67 - 0,02} \times 100\% = 5,7\% \\
 - \% \text{ pond. cementite eutectóide} &= \% \text{ pond. cementite total} = 5,7\%
 \end{aligned}$$

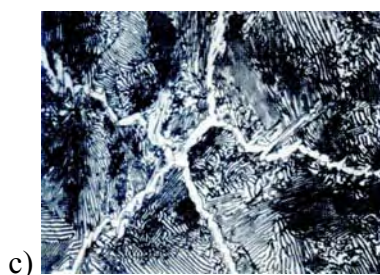
Na figura 2.9 seguinte, podemos observar a microestrutura típica de um aço hipoeutectóide, eutectóide e hipereutectóide, respectivamente (*Smith, 1996*).



a) – Microestrutura de um aço carbono hipoeutectóide com 0,35%C arrefecido lentamente desde o domínio austenítico. O constituinte branco é a ferrite pró-eutectóide, o constituinte escuro é a perlite (Reagente de contrastação nital 2%, ampliação 300x).



b) – Microestrutura de um aço eutectóide arrefecido lentamente desde o domínio austenítico. Consiste em perlite eutectóide lamelar. A fase que após o contraste aparece mais escura é a cementite, e a fase branca é ferrite (Reagente de contrastação picral, ampliação 310x).



c)

c) – Microestrutura de um aço hipereutectóide com 1,2%C, arrefecido lentamente desde a região austenítica. Nesta estrutura, a cementite pró-eutectóide é o constituinte branco que se formou nos limites de grão da austenite inicial. A estrutura restante consiste em perlite lamelar grosseira. (Reagente de contrastação picral, ampliação 450x).

Fig. 2.9 – Microestrutura do aço em função do aumento do teor em carbono (Smith, 1996)

Segundo Costa (1971), ao utilizar-se o diagrama de equilíbrio, a que se faz uma breve referência, é necessário ter-se em consideração os seguintes pontos:

- os aços comerciais contêm, além do carbono, outros elementos que modificam a temperatura e as composições indicadas nos diagramas;
- a maioria dos aços, quando submetidos a aquecimento e arrefecimento, transformam-se, geralmente a temperaturas muito diferentes das de equilíbrio, não podendo deduzir-se desses diagramas as estruturas resultantes, muito embora sejam estas que condicionam as propriedades dos diferentes materiais (Costa, 1971).

O teor de carbono exerce significativa influência nas propriedades mecânicas do aço. Quanto maior, mais elevada é a dureza e a resistência à tracção. Entretanto, aços com elevados teores de carbono são prejudicados pela maior fragilidade devido à maior quantidade de cementite, que é bastante dura mas frágil. Na figura 2.10 podemos observar a microestrutura de 3 aços hipoeutectóides com o teor crescente em carbono.

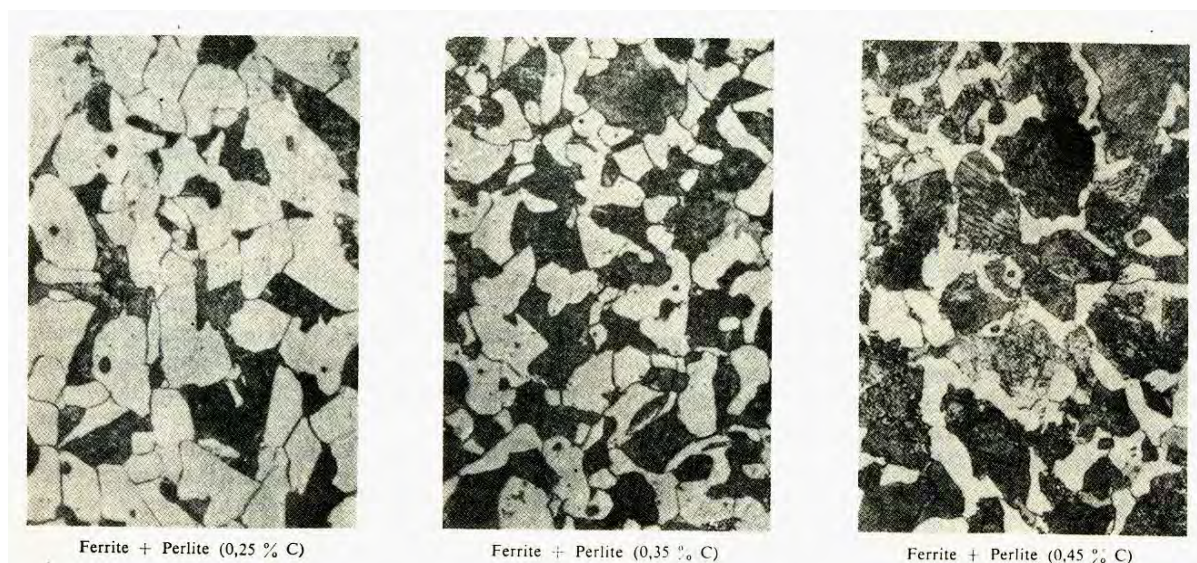


Fig. 2.10 – Microestrutura de aços hipoeutectóides em função do carbono (Soares, 1992)

2.2.2 Microconstituintes do aço

As microestruturas que se podem obter num aço são bastante diversificadas, apresentando cada um dos seus constituintes fundamentais propriedades mecânicas bem diferenciadas, e que tornam o aço um material de construção por excelência. Vejamos então algumas das principais características das microestruturas descritas em Smith (1996), Seabra (1981) e Honeycombe (1981).

2.2.2.1 - A Austenite é uma solução sólida intersticial de carbono no ferro γ , apresenta características mecânicas dependentes do teor em carbono que pode variar de 0 a 2,11%. Pode apresentar valores de tensão de rotura que vão de 88 a 105 daN.mm⁻², um alongamento de 20 a 23 % e uma dureza de cerca 300HB. É o constituinte que apresenta maior deformabilidade, dada a sua estrutura cristalográfica (CFC), sendo portanto muito dúctil e tenaz. Apresenta também grande resistência ao desgaste (*Seabra, 1981*).

2.2.2.2 - A Ferrite é o ferro α , com uma percentagem muito fraca de carbono ($C < 0,02\%$), as suas propriedades têm um significado sobretudo teórico, assim poderemos tomar como referência os valores médios aproximados de um aço extramacio, embora exista além do carbono uma quantidade diminuta de impurezas como o manganês, o silício, o fósforo e o enxofre, algumas das quais formam soluções sólidas com a ferrite. Assim encontramos valores para a tensão de rotura de 15,6 a 28 daN.mm⁻², uma extensão após rotura de 50 a 84% e uma dureza de 80 HB. A ferrite é o constituinte mais macio do aço (*Seabra, 1981*).

2.2.2.3 - A Cementite, é constituída pelo carboneto de ferro Fe₃C, fase intermediária, que como todos os carbonetos é muito dura, cerca de 700 HB. No aço corrente a cementite contém sempre manganês, mas para baixos teores este elemento não tem senão uma influência desprezável sobre a estrutura cristalina e não altera praticamente o teor de carbono da cementite. Devido à sua elevada dureza é muito frágil e há dificuldade em determinar as suas características mecânicas, atribuindo-se o valor de 3,5 daN.mm⁻² à sua resistência à tracção. É o mais duro de todos os constituintes das ligas ferro-carbono (*Seabra, 1981*).

2.2.2.4 - A Perlite, é um eutectóide normal com 0,77% de carbono, formado por lamelas de ferrite e cementite nas percentagens respectivas de 89% para 11% a que corresponde uma proporção em volume de 6,5:1.

As suas propriedades mecânicas dependem essencialmente das condições de arrefecimento que vão influir no espaçamento entre lamelas, e consequentemente, no livre percurso médio durante o movimento das deslocações.

Como este espaçamento vai também traduzir-se nos valores da dureza, é possível efectuar-se a seguinte classificação da perlite em função da dureza e do espaçamento:

- Perlite Grosseira: Espaçamento $>0,4\mu\text{m}$ Dureza $=\pm 200\text{HB}$;
- Perlite Normal: Espaçamento $\approx 0,35\mu\text{m}$ Dureza $=\pm 220\text{HB}$;
- Perlite Fina: Espaçamento $<0,25\mu\text{m}$ Dureza $=\pm 300\text{HB}$.

A tensão de rotura pode variar entre 60 a 80 daN.mm⁻² e a extensão após rotura apresenta valores de 10 a 15%.

Quando a estrutura lamelar é irresolúvel ao microscópio óptico ($<0,10\mu\text{m}$, a tensão de rotura assume valores mais elevados de 140 a 176 daN.mm⁻², e a extensão após rotura diminui para valores compreendidos entre 5 a 10%, subindo a dureza para 400 HB. Pelo contrário quando toma a forma globular, mais estável (perlite globular), o valor da tensão de rotura baixa para valores da ordem de 45 a 55 daN.mm⁻² e a dureza pode descer a 150 HB consoante o tamanho dos glóbulos obtidos.

Sendo a perlite um constituinte mais resistente que a ferrite, compreende-se que a resistência mecânica de um aço varie com a sua percentagem em perlite, ou seja, em função do teor de carbono

(Seabra, 1981).

2.2.2.5 - A Martensite formada pela ferrite sobressaturada em carbono e com a rede cristalina altamente deformada, apresenta umas características mecânicas que variam com o teor em carbono e a finura das plaquetas de martensite. Tem uma dureza muito elevada de cerca de 700 HB, uma tensão de rotura que varia entre 170 e 250 daN.mm⁻², a extensão após rotura é extremamente reduzida 0,5 a 2,5% e a resiliência é quase nula, isto é, oferece resistência elevada mas uma ductilidade e tenacidade muito fracas. Uma considerável redução das dimensões das plaquetas devido ao tratamento mecânico da austenite antes da

transformação martensítica faz aumentar a dureza. As propriedades mecânicas de uma aço de estrutura martensítica dependem da proporção martensite e austenite residual. Quanto à martensite cúbica, a fraca distorção da rede, a ausência de austenite residual, e ainda a precipitação de carbonetos, conferem-lhe em relação à martensite acicular, melhor ductilidade e tenacidade aliadas a valores do limite de elasticidade suficientes para determinadas aplicações (*Seabra, 1981*).

2.2.2.6 - A Bainite é um constituinte intermediário entre a martensite e a perlite, as suas características mecânicas são muito variáveis e têm valores compreendidos entre os daqueles constituintes. A sua dureza aumenta continuamente com a diminuição da temperatura de formação, tendo a bainite inferior maior dureza que a bainite superior, a qual por sua vez é mais dura que a perlite mais fina. A resistência das bainites é em grande parte devida ao facto do abaixamento de temperatura dar lugar a dimensões de grão bainítico cada vez menores e do maior teor de carbono, do aumento do número de partículas de carboneto, particularmente nas bainites de baixo teor em carbono e à elevada densidade de deslocamentos. Quanto à resiliência tem-se obtido melhores resultados com as bainites inferiores do que com as bainites superiores obtidas isotermicamente. As bainites granulares são mais frágeis (*Seabra, 1981*).

Microestruturas bainíticas têm prevalecido como principais alternativas às ferrítico-perlíticas nos aços forjados e estruturais. As excelentes propriedades mecânicas obtidas com padrões de produção semelhantes, sem tratamentos térmicos adicionais, explica o grande interesse por estes aços sobre o ponto de vista do custo e eficácia. Microestruturas de grão fino compostas por um misto de ferrite e bainite obtidas por uma transformação controlada em arrefecimento contínuo, tem provado aumentar a tensão de ruptura e melhorar a tenacidade em tubos e chapas. Muito embora outra microestrutura alternativa, a ferrite acicular, também tenha especial interesse nestas aplicações.

Mesmo quando a ferrite acicular e a bainite partilham a mesma região de transformação nos diagramas de arrefecimento contínuo, há uma diferença observável entre a bainite superior, e a ferrite acicular. Na bainite superior, a ferrite inicia a sua formação nos limites de grão, formando conjuntos de lamelas de ferrite paralelas, com a mesma, ou quase a mesma orientação cristalográfica, por sua vez na ferrite acicular encontram-se conjuntos de

lamelas de ferrite distribuídas de orientação aleatória, conforme indicado na figura 2.11 (R. Villegas, et al. 2000).

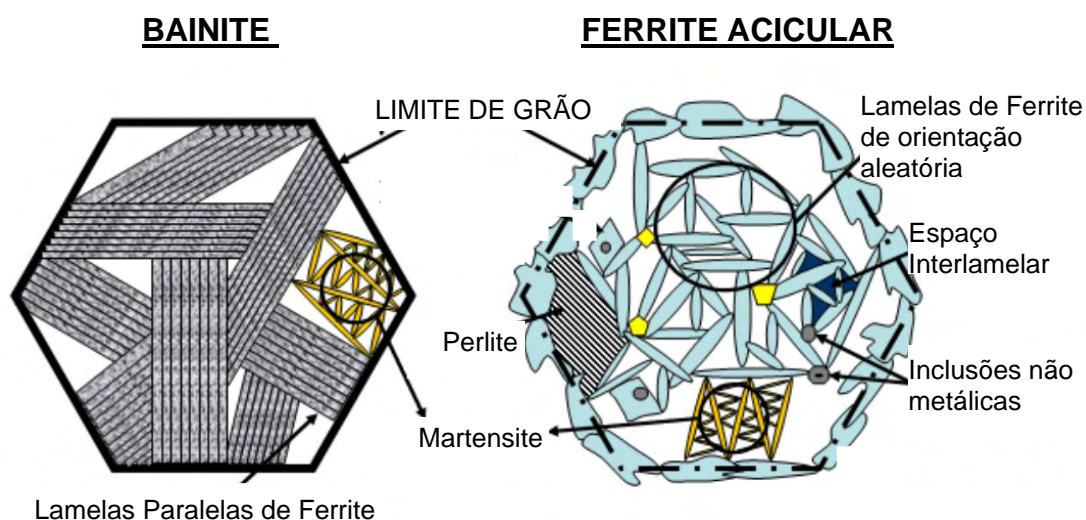


Fig. 2.11 – Variação do espaçamento interlamelar em função do arrefecimento
(R. Villegas, et al. 2000)

A ferrite acicular é bainite nucleada intragranularmente. Muito embora a bainite contenha agrupamentos de lamelas de ferrite paralelas, a microestrutura da ferrite acicular é muito mais caótica com lamelas orientadas em diversos planos. Esses agrupamentos de lamelas não paralelas, leva a um reforço da tenacidade, desde que, contrariamente à bainite, qualquer propagação de uma deslocação encontre lamelas em diferentes orientações cristalográficas. Esta diferença na microestrutura aparece devido à bainite nuclear a partir dos limites de grão da austenite, que permite o desenvolvimento de agrupamentos, enquanto que a ferrite acicular nucleia a partir de determinados pontos que são normalmente inclusões não metálicas. Pretendendo a mais desejável microestrutura da ferrite acicular, é agora possível inocular aços com determinadas partículas de óxidos, no sentido de se induzir a formação de ferrite acicular e assim melhorar a sua tenacidade (Bhadeshia, 1998).

2.2.3 Velocidade de arrefecimento

As transformações verificadas por análise do diagrama de equilíbrio das ligas ferro carbono pressupõem velocidades de arrefecimento extremamente baixas, de forma a que

todos os rearranjos atômicos se possam completar. Mudanças importantes podem acontecer se o aço, a uma temperatura acima de 727°C, for rapidamente arrefecido. Determinadas transformações podem não se completar e outras podem ocorrer, afectando sensivelmente as propriedades mecânicas.

Estas curvas são conhecidas como curvas TTT (temperatura, tempo, transformação), ou dada a sua forma mais frequente curvas em S, e delimitam o início e o fim da transformação. O estudo destes diagramas para os aços ligados permitiu não só obter sistematicamente os constituintes intermediários mas também precisar a diferença entre os mecanismos dos diferentes tipos de transformação da austenite.

Segundo Costa (1971), deve-se aos trabalhos de alguns cientistas, nomeadamente Osmond, Chatelier, Guillet, Belaiev, Portevin e Chevenard, o melhor conhecimento dos fenómenos relacionados com os tratamentos térmicos, muito embora tenha sido Bain e Davenport quem descobriu a influência dos factores Temperatura – Tempo na transformação da austenite, tendo realizado os primeiros tratamentos isotérmicos. Este tipo de tratamento permite estudar o progresso das transformações em função do tempo para diferentes valores da temperatura. Mergulham-se as amostras austenitizadas num banho de têmpera a temperaturas variáveis, retiram-se a intervalos de tempo regulares, de maneira a poder acompanhar-se o progresso da transformação da austenite. Este método tem também a vantagem de permitir observar o aspecto micrográfico dos constituintes formados em cada fase de transformação. Com os resultados obtidos e procedendo da maneira descrita, traçam-se as curvas de (Transformação – Tempo – Temperatura), designadas porém por curvas em S ou TTT (*Costa, 1971*).

Segundo Bhadeshia (1985), do Departamento de Materiais da Universidade de Cambridge, no seu artigo publicado na revista científica “Progress in Materials Science”, o coeficiente de difusão do carbono na austenite é conhecido por estar fortemente dependente da sua concentração, e isto causa dificuldades na análise cinética das reacções de difusão controladas em aços (*Bhadeshia, 1985*).

O gráfico apresentado na figura 2.12, é um exemplo típico de uma curva TTT para um aço eutectóide, considerado inicialmente na temperatura da região da austenite (acima de 727°C) e arrefecido rapidamente. Por exemplo, se for rapidamente arrefecido para 500°C, e mantido nesta temperatura, a transformação da austenite começará em t_0 e terminará em t_1 .

De 700 até cerca de 560°C há formação de perlite, tanto mais fina e dura, quanto menor a temperatura.

De 560 até cerca de 200°C há formação de bainite (ferrite mais carboneto de ferro fino), de dureza maior que a perlite anterior, e de forma similar, mais dura a temperaturas mais baixas.

Entretanto na faixa de 200°C há formação de uma nova estrutura, a martensite, em forma de agulhas e bastante dura (superior às anteriores).

Para além das curvas TTT, ou curvas de transformação isotérmicas, tem também

interesse, por corresponderem à maior parte dos tratamentos térmicos industriais, os chamados diagramas de transformação anisotérmicos, ou curvas de arrefecimento contínuo (TRC). Há uma certa modificação no aspecto destas curvas que se assemelham mais a um C.

As curvas anisométricas permitem ainda calcular aproximadamente as proporções globais dos diversos constituintes micrográficos para uma dada velocidade de arrefecimento, visto que se conhece o tempo de duração da transformação em cada domínio (Pires e Pires, 1987).

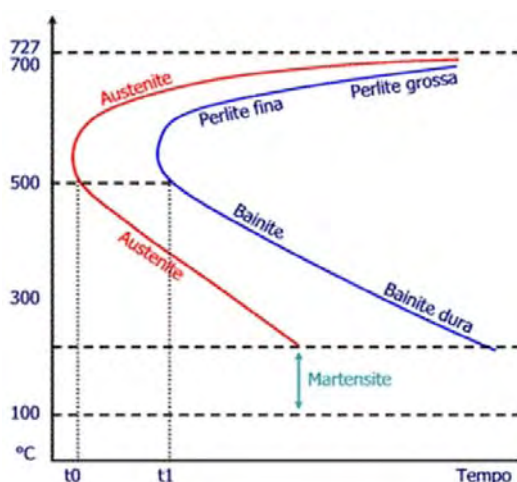


Fig. 2.12 – Exemplo de uma curva TTT para um aço eutectóide (Pires e Pires, 1987)

2.2.4 Algumas considerações sobre a normalização

Segundo Olivo (1987), a normalização é um tratamento térmico que consiste no aquecimento do material acima da temperatura crítica de transformação, seguindo-se após adequado estágio a uma dada temperatura, o arrefecimento ao ar, tendo por finalidade a homogeneização e o refinamento da estrutura granular dos materiais que sofreram uma variação na dimensão do grão ou das irregularidades estruturais provocadas por tratamentos mecânicos a quente como o forjamento, laminagem ou estiragem a frio, e a eliminação de tensões residuais. A anisotropia devido à textura é consideravelmente reduzida, assegurando portanto, uma melhor reprodutividade das propriedades. Nas peças grandes a normalização substitui por vezes o recozido para evitar que o arrefecimento

muito lento dentro do forno dê lugar a um grão demasiado grosso. Dependendo do teor de carbono do aço, podem ser formadas perlite fina e ferrite, perlite fina e cementite ou bainite (Olivo, 1987).

A acção da normalização sobre a repartição dos constituintes tem grande interesse por permitir a realização de boas condições de têmpera posterior, visto poder obter-se uma finura destes constituintes que facilita a transformação num tempo extremamente curto (Peres et al. 2006).

No processo produtivo de forjamento, o controlo da qualidade das peças normalizadas após o forjamento a quente deve ser realizado pela dureza Brinell, não sendo em princípio necessário uma análise micrográfica para observação da microestrutura, uma vez que esta pode ser avaliada indirectamente pelos níveis de dureza obtidos. A normalização é realizada geralmente nas peças forjadas a quente a fim de se obter uma microestrutura perlítico-ferrítica de forma a permitir uma boa maquinabilidade do material nas operações de maquinagem subsequentes (Peres, et al. 2006).

2.3 Síntese

Neste capítulo efectuou-se uma revisão aos principais assuntos relacionados com o tema do presente trabalho, o tratamento térmico de normalização de peças forjadas em aço.

Começou-se por se fazer uma pequena abordagem ao método de conformação plástica de metais usado no fabrico das peças objecto de estudo, o forjamento a quente em matriz aberta. Depois abordou-se o tema dos tratamentos térmicos, tendo em conta o diagrama de equilíbrio das ligas ferro-carbono, os principais microconstituintes do aço, os diagramas de arrefecimento, e o tratamento térmico de normalização que é o alvo principal de estudo deste trabalho.

Capítulo 3)

Procedimento Experimental

Neste capítulo apresenta-se a metodologia, os equipamentos e os materiais utilizados na fase experimental. Começa-se por se descrever a peça em estudo, a sua forma, a matéria-prima usada e a sua aplicação, de seguida faz-se uma descrição dos equipamentos utilizados. No final apresentam-se os métodos de avaliação utilizados na caracterização da microestrutura e da dureza obtida.

3.1 Peça escolhida para o estudo

A peça escolhida denominada pelo cliente da Forjaço, Lda, como “Cuerpo de Rotula CR-16”, fará parte depois de montada, de um conjunto isolador para um condutor duplo. Este tipo de aplicação é usada normalmente no suporte dos cabos condutores de alta tensão. Na figura 3.1 e 3.2, apresentam-se dois exemplos de montagem.

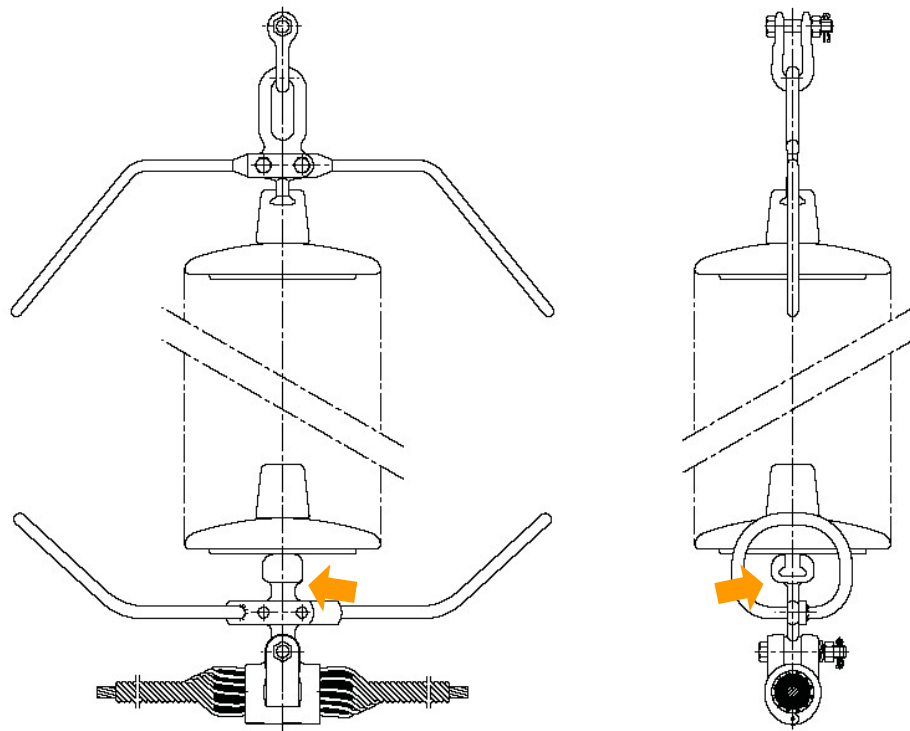


Fig. 3.1 – Exemplo de montagem 1 – Cadeia de Suspensão Simples
(Cortesia, Industrias Arruti, S.A.)

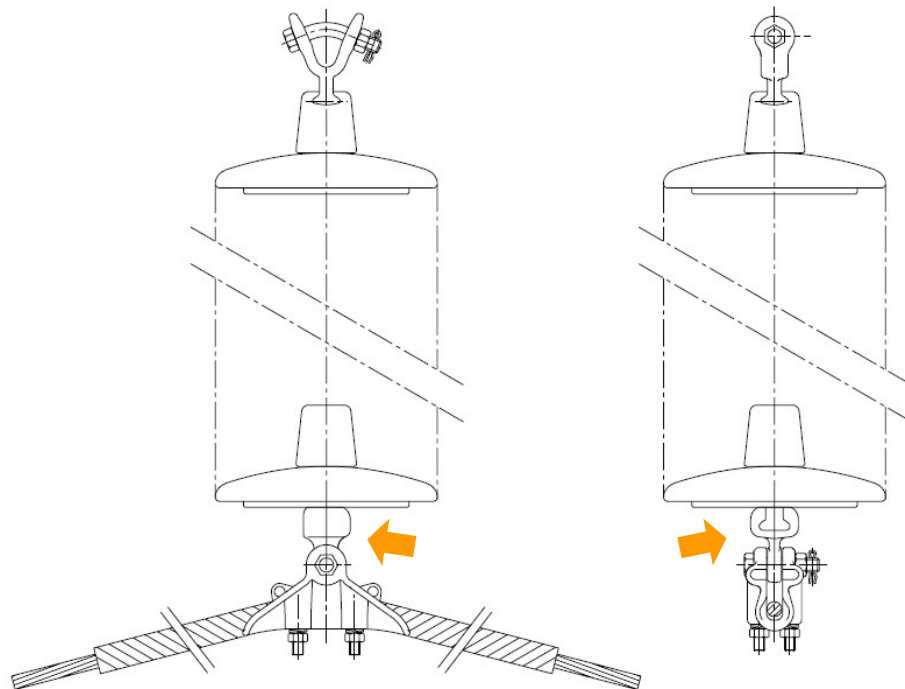


Fig. 3.2 – Exemplo de montagem 2 – Cadeia de Suspensão Simples
(Cortesia, Industrias Arruti, S.A.)

Conforme se pode verificar no excerto do catálogo do cliente apresentado na figura 3.3, este tipo de peça é utilizada para ligar cadeias de isoladores com componentes de tensão e suspensão.

Na figura 3.4 pode-se visualizar um possível esquema de montagem da peça.

A peça é produzida em aço C40 (EN 10.083), e tem de ser entregue ao cliente no estado normalizado com uma dureza entre 175-205 HB. O peso final da peça antes de maquinagem ronda os 0,79Kg, passando para cerca de 0,55Kg depois de maquinada. A carga de rotura correspondente, que é por razões óbvias um dos requisitos mais importantes para a aplicação, é de 12500 daN.

ROTULAS

SOCKET EYE / BALL SOCKETS A TENON

Utilización / Usage / Utilisation

Las rótulas se utilizan para conectar las cadenas de aisladores tipo caperuza-vástago con las grapas de amarre y suspensión. Las dimensiones del alojamiento están de acuerdo a la norma CEI-120, aunque bajo pedido se pueden fabricar según la norma ANSI C.29.2.

Ball sockets are used to connect ball and socket type insulator strings to suspension and tension clamps. Socket dimensions are in accordance to IEC-120 standard, although may be manufactured according to ANSI C.29.2 under request.

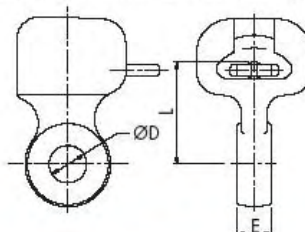
On emploie le ball socket pour connecter les chaînes d'isolateurs type rotule et logement de rotule avec les pinces d'ancrage et suspension. Les dimensions du tige sont d'accord au norme CEI-120, bien que sur commande on puisse fabriquer selon norme ANSI C.29.2

Materiales / Material / Matière

Cuerpo: acero forjado galvanizado en caliente.
Pasador: acero inoxidable o latón.

Body: Forged steel hot dip galvanized.
Security cotter pin: stainless steel or brass.

Corps: acier forgé galvanisé à chaud.
Goupille: acier inoxydable ou laiton.



Referencia Code Référence	Norma C.E.I. I.E.C. Standard Norme C.E.I.	mm			Carga de rotura Ultimate strength Charge de rupture (daN)	Peso Weight Poids (Kg)
		D	E	L		
R-11	11	17,5	16	42	5.000	0,220
R-16	16	17,5	16	50	12.500	0,550
R-16 / M-18	16	20,0	16	50	12.500	0,550
(1) R-16 / E	16	17,5	Max 45	50	12.500	0,650 Max

(1) Añadir la anchura de pastilla (cota E) deseada / Width E must be added to code / Ajouter la cote E sélectionnée à la fin de la référence.

Fig. 3.3 – Excerto do catálogo do cliente para esta família de peças (Cortesia, Ind. Arruti, S.A.)



Fig. 3.4 – Esquema de montagem. Imagem SolidWorks (Cortesia, Forjaço Lda)

O principal motivo que levou à escolha desta peça como alvo do presente estudo, foi a importância da sua função para o bom funcionamento deste tipo de cadeias de sustentação, e a sua grande responsabilidade para a garantia da segurança de redes de alta tensão e por consequência da segurança de pessoas e bens.

O facto de ser uma peça com uma grande produção anual, cerca de 50000 unidades em 2008, e 40000 unidades em 2007, assim como, o número e o tipo de operações previstas no seu processo produtivo, torna-a uma das peças mais importantes para a Forjaço, Lda, resultando que uma melhoria no seu processo traduzir-se-ia numa economia bastante mais significativa que em outra peça com uma produção anual inferior.

A matéria prima utilizada também foi um factor que contribuiu para a sua escolha para este trabalho, tendo em conta que a qualidade do aço utilizado, C40, é também umas das qualidades mais utilizadas no processo produtivo da Forjaço, Lda, onde cerca de 350 das 1400 toneladas de aço processadas em 2007, e 290 das 1200 toneladas processadas em 2008 foram processadas nesta qualidade de aço.

3.1.1 Descrição dimensional

3.1.1.1 Peça forjada

As dimensões gerais da peça são um dos requisitos principais a cumprir, na figura 3.5 apresentada a seguir está representado um desenho de definição simplificado da peça com as cotas mais importantes. Na figura 3.6 apresenta-se a peça a três dimensões, ainda em fase de projecto.

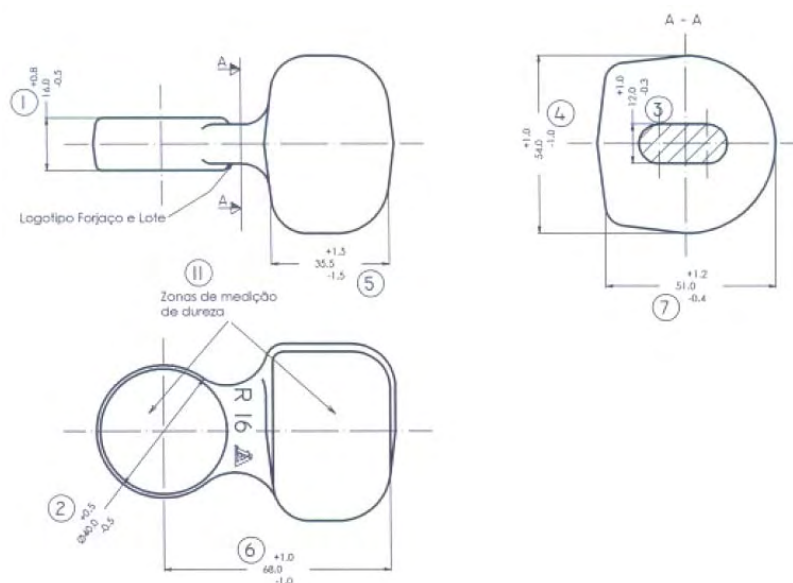


Fig. 3.5 – Desenho de definição da Rótula R16 (Cortesia, Forjaço, Lda)



Fig. 3.6 – Representação 3D da Rótula R16 (Cortesia, Forjaço, Lda)

3.1.1.2 Peça maquinada

Depois de forjada, a peça é maquinada pelo cliente na zona da cabeça e na aba, conforme esquema apresentado na figura 3.7.

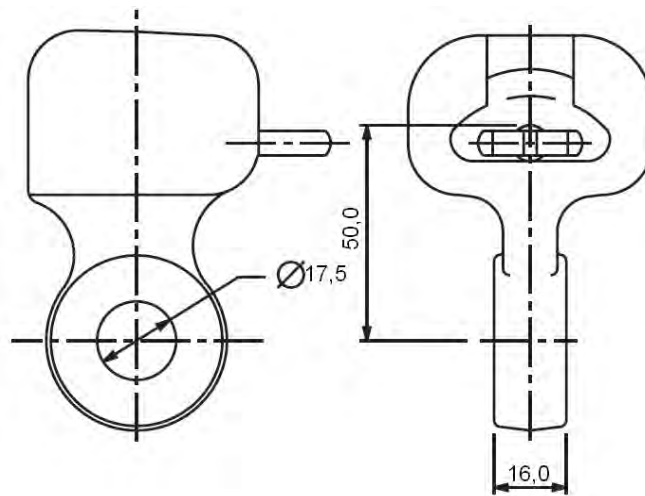


Fig. 3.7 – Esquema de Maquinagem da Rótula R16 (Cortesia, Industrias Arruti, S.A.)

3.1.2 Matéria-prima

A matéria-prima utilizada é um aço-carbono pertencente à classe dos aços ao carbono, com a designação simbólica “C40” e designação numérica “1.0511”, segundo a norma europeia EN 10083-2.

A sua composição química e propriedades mecânicas estão indicadas no respectivo certificado de qualidade de matéria-prima fornecido pelo fornecedor, estão de acordo com a norma europeia respectiva, e estão listados nas tabelas 3.1 e 3.2 seguintes:

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
(%)	0,425	0,780	0,245	0,011	0,027	0,032	0,060	0,020

Tab. 3.1 – Composição Química (Cortesia, Forjaço, Lda)

Tensão de rotura (Kgf/mm ²)	Tensão de cedência superior (Kgf/mm ²)	Extensão após rotura (%)
57,9	31,2	19,8

Tab. 3.2 – Propriedades Mecânicas (Cortesia, Forjaço, Lda)

A matéria-prima foi fornecida em perfil redondo com 52 mm de diâmetro, no estado de bruto de laminagem e em barras de 6 metros.

3.1.3 Processo de fabrico da peça

O processo de fabrico da peça é constituído por 6 fases principais;

- 1º fase – Corte da Matéria-Prima –

Nesta fase os varões de aço com 6 metros de comprimento são cortados a frio em secções com cerca de 117 mm, e cerca de 1,95 Kg, que será suficiente para o forjamento de 2 peças em simultâneo por secção de aço cortado.

- 2º fase – Aquecimento –

Nesta fase as secções de aço são aquecidas num forno de indução até cerca de 1200 °C. O controlo da temperatura é realizado a 100% através de um pirómetro colocado à saída do forno.

- 3º fase – Laminagem –

Nesta fase as secções de aço são laminados em 3 passagens consecutivas em anéis de laminação com formas diferentes, de forma a obter-se a pré-forma pretendida.

- 4º fase – Forjamento –

Nesta fase o semi-acabado é forjado em duas etapas, numa prensa de 1000 ou 2500 toneladas, já a cerca de 1150 °C. A primeira etapa apenas tem a função de aproximação à forma final da peça, enquanto que a segunda, já é realizada num molde com as medidas finais requeridas.

- 5º fase – Rebarbagem –

O objectivo desta fase é retirar o material em excesso resultante da operação anterior. O semi-acabado é colocado sobre uma matriz de corte, e o corte é realizado por um punção móvel que entra na matriz retirando o excesso de material da peça (rebarba), e é realizada normalmente numa prensa de excêntrico de 300 toneladas.

- 6º fase – Tratamento Térmico “Normalização” –

O tratamento térmico serve essencialmente para libertar as tensões internas geradas na deformação plástica de forjamento, baixando ligeiramente a sua dureza, e regenerar o grão quer no seu tamanho quer na sua orientação. É realizado num forno contínuo a gás, e o seu ciclo térmico é controlado pela velocidade controlada do tapete transportador, e por 4 sondas colocadas espaçadamente ao longo do túnel do forno. A validação do tratamento térmico realizado é feita através de um ensaio à dureza das peças, no início e no fim do tratamento.

3.2 Forjamento

O forjamento do lote das peças que deram origem às amostras utilizadas no presente estudo, foi realizado no dia 18 de Maio de 2009, com a identificação do lote de fabrico nº 78.

O aquecimento foi realizado no forno de indução “FI02”, marca Induttori S.R.L., potência máxima de 200kW, até à temperatura de 1190°C, figura 3.8, controlada pelo pirómetro instalado à saída da indutora do forno, conforme se pode visualizar na figura 3.9.



Fig. 3.8 – Registo da Temperatura de Aquecimento
(Cortesia, Forjaço, Lda)

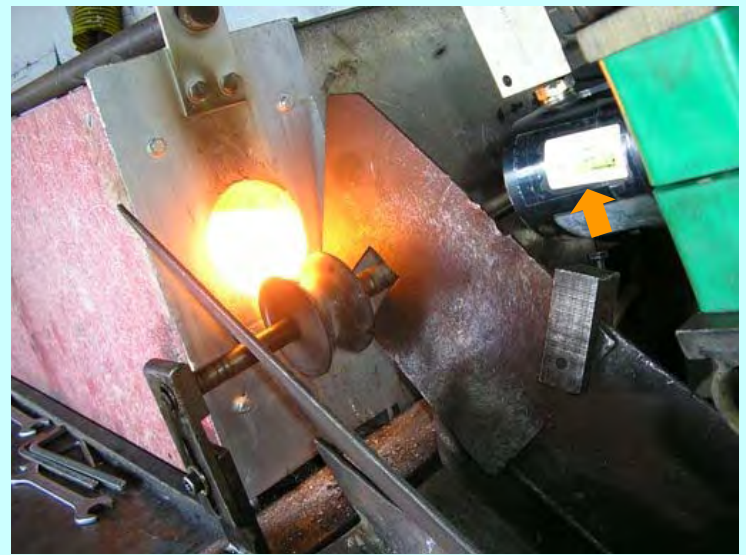


Fig. 3.9 – Pirómetro de Controlo da Temperatura
(Cortesia, Forjaço, Lda)

O transporte da secção de aço a partir da saída da indutora, foi efectuado por queda em escorregamento no interior de um tubo de aço, com cerca de 150mm de diâmetro, e com 5 metros de comprimento, aproveitando o desnível de cerca 3 metros entre a entrada e a saída do tubo. À saída do tubo a secção de aço foi laminada no laminador “LA01”, marca Eumuco, conforme se pode visualizar na figura 3.10. Nesta operação apenas se pretende dar uma pré-forma para facilitar o escoamento do material na fase de estampagem.



Fig. 3.10 – Operação de Laminagem (Cortesia, Forjaço, Lda)

Nesta fase achou-se importante fazer-se uma medição da temperatura do aço, para se saber no final do forjamento as temperaturas médias a que se efectuaram cada uma das operações. Para isso utilizou-se um pirómetro de infravermelhos, IMPAC - INFRATHERM IS 300 – OPTIK 3, figura 3.11 e 3.12. Foram efectuadas 10 leituras antes e depois do forjamento, tendo-se verificado o valor final médio de 1141°C antes, e de 1063°C no final do forjamento a quente.



Fig. 3.11 – Medição da temperatura antes do forjamento a quente
(Cortesia, Forjaço, Lda)



Fig. 3.12 – Medição da temperatura depois do forjamento a quente
(Cortesia, Forjaço, Lda)

A fase do forjamento foi realizada em duas operações, numa prensa de excêntrico de 1000 toneladas, marca Smeral. As figuras 3.13 e 3.14 seguintes mostram a colocação do taco no molde em cada uma das suas fases de estampagem.



Fig. 3.13 – Forjamento - 1ª Operação



Fig. 3.14 – 2ª Operação (Cortesia, Forjaço, Lda)

A fase de rebarbagem foi efectuada logo de seguida numa prensa de excêntrico de 300 toneladas, marca Eumuco, situada no espaço anexo à prensa de estampagem, com o objectivo de diminuir as perdas de calor no transporte entre operações (fig.3.15 e 3.16).



Fig. 3.15 – Colocação da peça na matriz de corte (Cortesia, Forjaço, Lda)



Fig. 3.16 – Rebarba (Cortesia, Forjaço, Lda)

Nesta fase o material em excesso, rebarba, é separado da peça, sendo a peça conduzida por uma caleira para um contentor de peças forjadas, figura 3.17. Tal como nas fases

anteriores, no final desta fase também foi efectuado um controlo à temperatura das peças, tendo-se verificado um valor médio de 1017°C.



Fig. 3.17 – Peças à saída da operação de rebarbagem (*Cortesia, Forjaço, Lda*)

A partir deste ponto, e finalizada a operação de forjamento a quente, as peças arrefeceram em conjunto dentro do contentor, até à temperatura ambiente, para de seguida serem tratadas termicamente.

A seguir apresenta-se a figura 3.18 que pretende resumir todas as fases atrás descritas, indicando as temperaturas médias respectivas verificadas ao longo do processo.

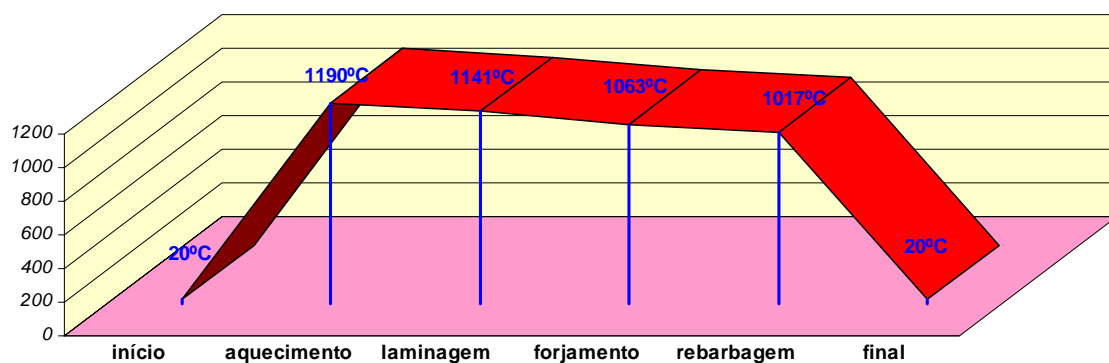


Fig. 3.18 – Gráfico representativo da evolução da temperatura

3.3 Tratamento térmico

Depois de forjadas, as peças são tratadas termicamente, com o objectivo, como já foi explicado anteriormente, de principalmente libertar as tensões internas geradas pela deformação plástica de forjamento, baixando ligeiramente a dureza, ajustando assim as propriedades mecânicas mais favoráveis para uma futura operação de maquinagem.

O tratamento térmico de normalização foi realizado num forno contínuo a gás, figura 3.19, de velocidade variável, com sete secções, a de carregamento, a de aquecimento, 4 câmaras de estágio, e a final onde se dá o arrefecimento.



Fig. 3.19 – Forno contínuo de normalização (Cortesia, Forjaço, Lda)

As temperaturas do ciclo térmico realizado, foram controladas pelas cinco sondas do forno, figura 3.20, e pelo pirómetro de infravermelhos à saída do forno, figura 3.21.



Fig. 3.20 – Sondas de controlo do ciclo térmico
(Cortesia, Forjaço, Lda)



Fig. 3.21 – Controlo da temperatura à saída do forno (Cortesia, Forjaço, Lda)

No tratamento térmico realizado, a temperatura manteve-se na zona crítica, acima de 850°C, durante cerca de 35 minutos, conforme se esquematiza na figura 3.22, que representa a curva temperatura – tempo a que as peças estiveram sujeitas.

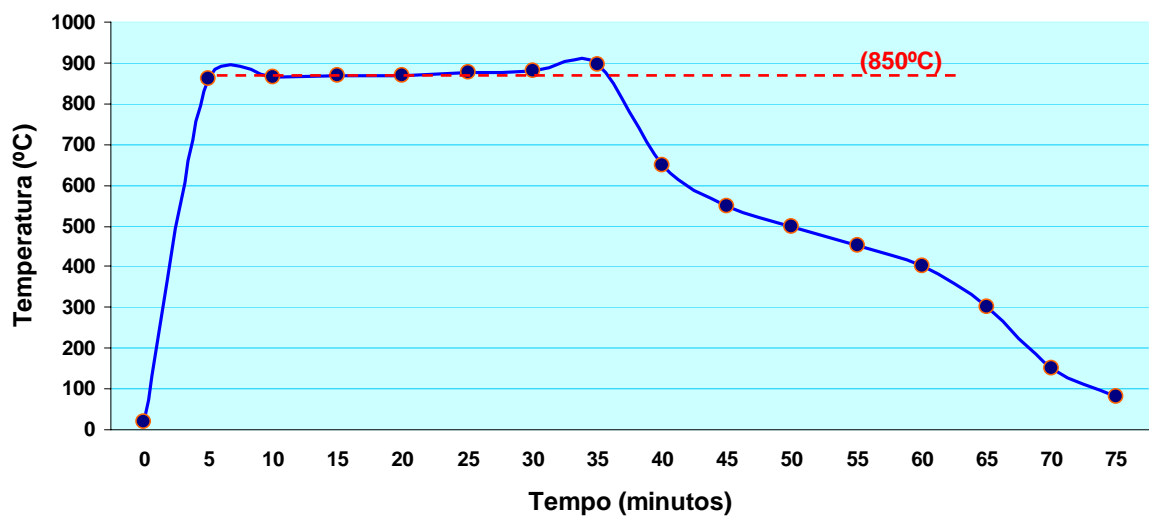


Fig. 3.22 – Curva Temperatura - Tempo – Forno contínuo

Tendo em conta a massa de aço a aquecer, figura 3.23, e a potência disponível dos queimadores de aquecimento do forno, regulou-se a velocidade do forno para 4,5m/h, de forma a garantir que o ciclo térmico previsto fosse realizado.



Fig. 3.23 – Peças no interior do forno contínuo
(*Cortesia, Forjaço, Lda*)

A fase final de arrefecimento, a partir de aproximadamente 550°C, foi efectuada ao ar dentro de um contentor de peças tratadas.

3.3.1 Caixa

Como alternativa ao tratamento térmico de normalização descrita no ponto anterior, e com o objectivo de se efectuar um estudo da viabilidade de aproveitamento do calor residual existente nas peças no final do processo de forjamento, para a elaboração de um posterior tratamento térmico de normalização sem a adição de calor, e sem gasto de energia, foi construída uma caixa com 300x170x150mm, em chapa de aço com 2 mm de espessura, revestida com uma camada de 20 mm de placa de fibra cerâmica (Ceraboard 100), e outra camada de 20 mm em lã de vidro, de forma a evitar-se ao máximo as perdas de calor, conforme se pode visualizar na figura 3.24 seguinte.



Fig. 3.24 – Caixa isolada termicamente (Cortesia, Forjaço, Lda)

Assim que finalizado o processo de forjamento, logo após a operação de rebarbagem, foram separadas 5 peças cuja temperatura média se situa em 1017°C , conforme já foi indicado anteriormente, e colocadas rapidamente na caixa de forma a evitar ao máximo as perdas de calor. Devido à impossibilidade de se poder medir a temperatura das peças sem que fosse necessário a abertura da caixa, foi necessário efectuar uma abertura da caixa a cada 10 minutos para que muito rapidamente se fizesse uma leitura da temperatura das peças. Na figura 3.25, pode-se observar o registo da leitura de 4 valores de 10 em 10 minutos no pirómetro de infravermelhos durante o arrefecimento.



a) 5 Minutos



b) 15 Minutos



c) 25 Minutos

d) 35 Minutos

Fig. 3.25 – Registo da temperatura das peças na caixa (Cortesia, Forjaço, Lda)

Tendo em conta que a gama de medição do pirómetro de infravermelhos vai desde 1800°C até 650°C, abaixo desse valor houve a necessidade de utilizar um novo equipamento de medição. No caso, foi utilizado um termómetro de infravermelhos de marca PeakTech 4900, com uma gama de medição que vai desde 550°C até -50°C. Na figura 3.26 estão representadas duas leituras com este equipamento.



a) 85 Minutos

b) 100 Minutos

Fig. 3.26 – Registo da temperatura das peças na caixa (Cortesia, Forjaço, Lda)

Neste caso, utilizando a caixa isolada termicamente, verifica-se que a curva temperatura-tempo associada não se manteve mais que 25 minutos acima dos 850°C, verificando-se no entanto um arrefecimento mais lento até ao final do tratamento, figura 3.27.

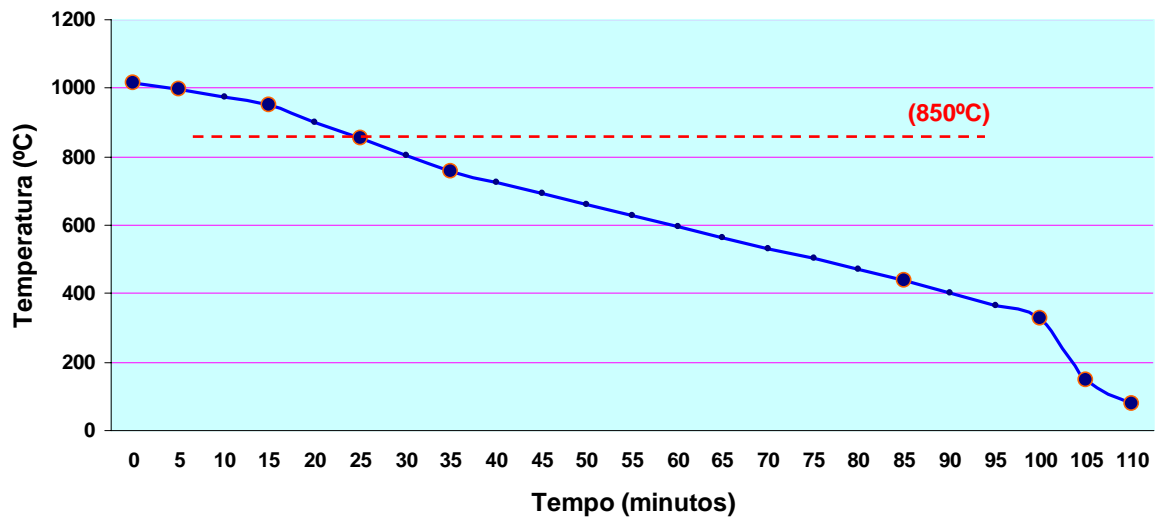


Fig. 3.27 – Curva Temperatura - Tempo – Caixa isolada termicamente

3.4 Amostras

As amostras foram retiradas de forma aleatória durante a produção. Foram retiradas 3 amostras para cada um dos casos, peças sem tratamento, peças com o tratamento de normalização normal e peças tratadas numa caixa isolada isotermicamente. Posteriormente estas 9 amostras foram identificadas com as letras “O”, “TN” e “CX”, correspondente a cada um dos seguintes casos, peças após forjamento e sem tratamento, peças após o tratamento de normalização, e peças após terem sido submetidas a um arrefecimento controlado numa caixa isolada isotermicamente, respectivamente, figura 3.28.



Fig. 3.28 – Amostras – Identificação “O”, “CX” e “TN” (Cortesia, Forjaço, Lda)

Na preparação das amostras para análise da microestrutura e medição da dureza, foi efectuado um corte longitudinal paralelo ao eixo da peça, no serrote de fita, MI.VA 215, figura 3.29.



a) Serrote de Fita

b) Amostra

Fig. 3.29 – Amostras – Corte longitudinal (Cortesia, Forjaço, Lda)

Depois de cortadas foi necessário efectuar-se uma fresagem seguida de uma rectificação em ambas as faces, de forma a garantir o paralelismo entre faces. Os Equipamentos usados foram, uma fresadora horizontal marca Anayak, e uma rectificadora de mó marca Kair, figura 3.30.

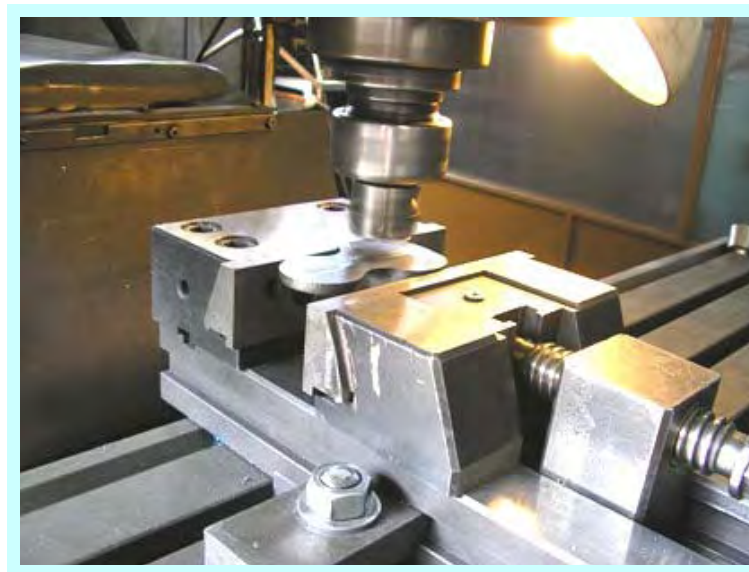
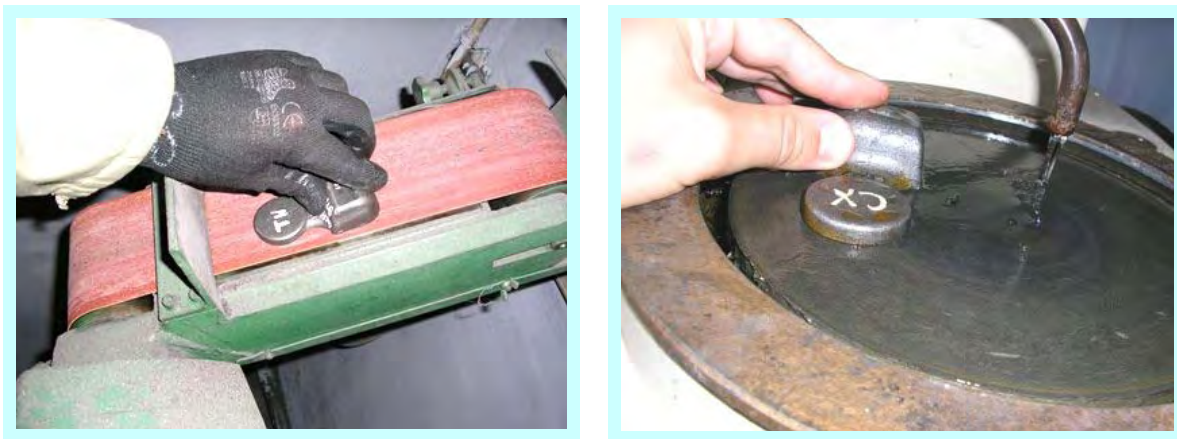


Fig. 3.30 – Fresagem (Cortesia, Forjaço, Lda)

O acabamento final das faces foi efectuado por lixagem e polimento. Os equipamentos usados foram uma máquina de lixar marca Super Lema, e uma máquina de polir marca Centaur, com um disco de granulometria “P 180”, figura 3.31.



a) Lixagem

b) Polimento

Fig. 3.31 – Acabamento final das amostras (Cortesia, Forjaço, Lda)

3.5 Métodos utilizados

Na análise aos resultados obtidos foram utilizados essencialmente dois métodos. Em primeiro lugar foi efectuada uma análise da dureza ao longo da peça, e posteriormente foi também analisada a microestrutura resultante em cada um dos três casos.

3.5.1 Dureza

Para a execução da análise da dureza foram utilizados os dois durómetros disponíveis no laboratório da Forjaço, Lda, verificados periodicamente a partir de padrões calibrados em laboratório certificado.

Foi utilizado um durómetro Rockwell para essencialmente se analisar a evolução da dureza ao longo do corpo da peça, isto devido ao facto da indentação necessária para a execução de uma leitura na escala “Rockwell B” ser bastante mais pequena do que a de uma medição em Brinell, ficando assim mais sujeita a erros de medição. Foi também utilizado o durómetro Brinell com esfera de 10 mm para a obtenção do valor final de dureza na escala “Brinell”, já que este método possibilita obter leituras mais precisas

provocando no entanto uma indentação bastante mais acentuada no material, como já foi referido anteriormente. Na figura 3.32 apresenta-se uma foto dos equipamentos utilizados.



Fig. 3.32 – Durómetros (*Cortesia, Forjaço, Lda*)

Na análise à distribuição de dureza ao longo da peça foram traçadas três linhas rectas segundo as três direcções principais da peça, conforme se pode verificar na figura 3.33 apresentada a seguir, sendo posteriormente efectuada uma série de leituras Rockwell B sobre essas linhas. No caso das leituras Brinell, só foram efectuadas três leituras e posteriormente calculada a sua média.

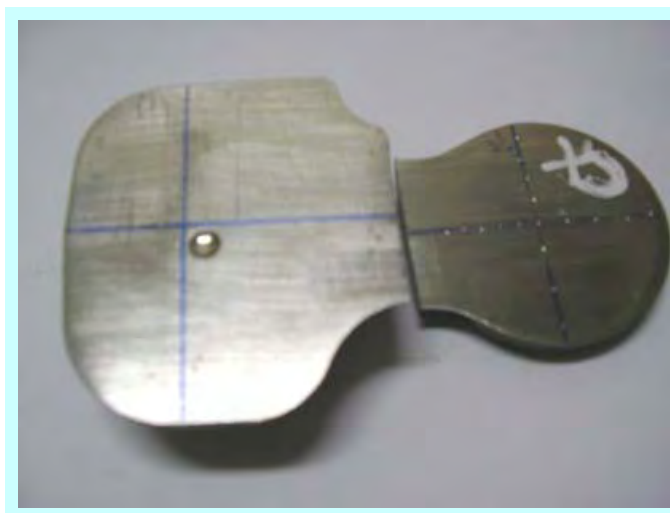


Fig. 3.33 – Linhas de medição da dureza
(*Cortesia, Forjaço, Lda*)

3.5.2 Análise da microestrutura

Para se analisar a microestrutura obtida nas amostras referentes a cada um dos tratamentos efectuados, foram efectuadas algumas observações microscópicas, e tiradas algumas fotomicrografias num microscópio marca Olympus modelo PMG-3 (figura 3.34), com as seguintes ampliações fotomicrográficas, 67,5x, 135x, 270x e 675x, em três zonas distintas da peça, e distribuídas conforme se esquematiza na figura 3.35, e na tabela 3.3 seguintes:



Fig. 3.34 – Microscópio de verificação metalográfica Olympus PMG-3

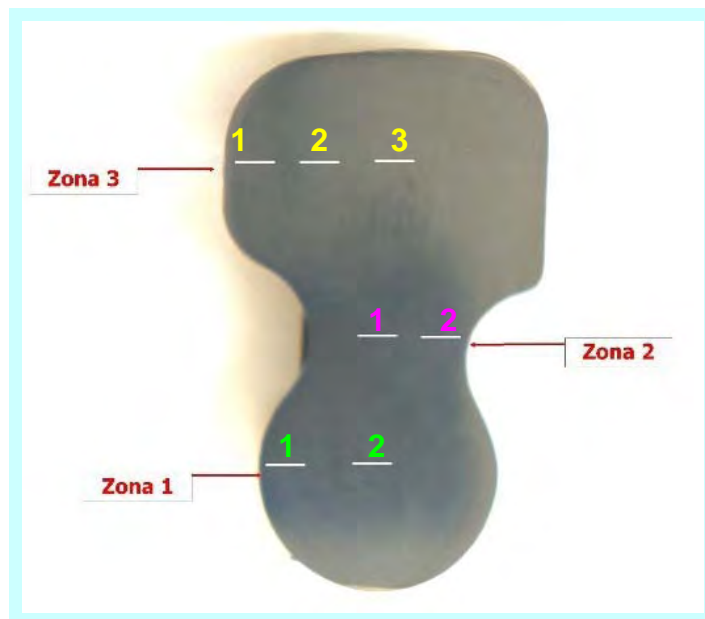


Fig. 3.35 – Zonas de análise da microestrutura (Cortesia, Forjaço, Lda)

AMPL.	AMOSTRA “O”					AMOSTRA “TN”					AMOSTRA “CX”				
	ZONAS					ZONAS					ZONAS				
	1/1	1/2	2/2	3/1	3/3	1/1	1/2	2/2	3/1	3/3	1/1	1/2	2/2	3/1	3/3
67,5x							X		X	X	X	X	X		
135x	X	X	X				X		X	X	X	X	X		
270x	X	X	X				X		X	X	X	X	X		
675x	X	X	X				X		X	X					

Tabela 3.3 – Localização das observações microscópicas de acordo com a figura 3.35

Conforma já foi referido anteriormente no ponto 3.4 deste capítulo, cada amostra uma das três amostras foi obtida após diferentes tipos de tratamentos, em que:

Amostra “O” – Obtida após forjamento;

Amostra “TN” – Obtida após tratamento térmico normalização;

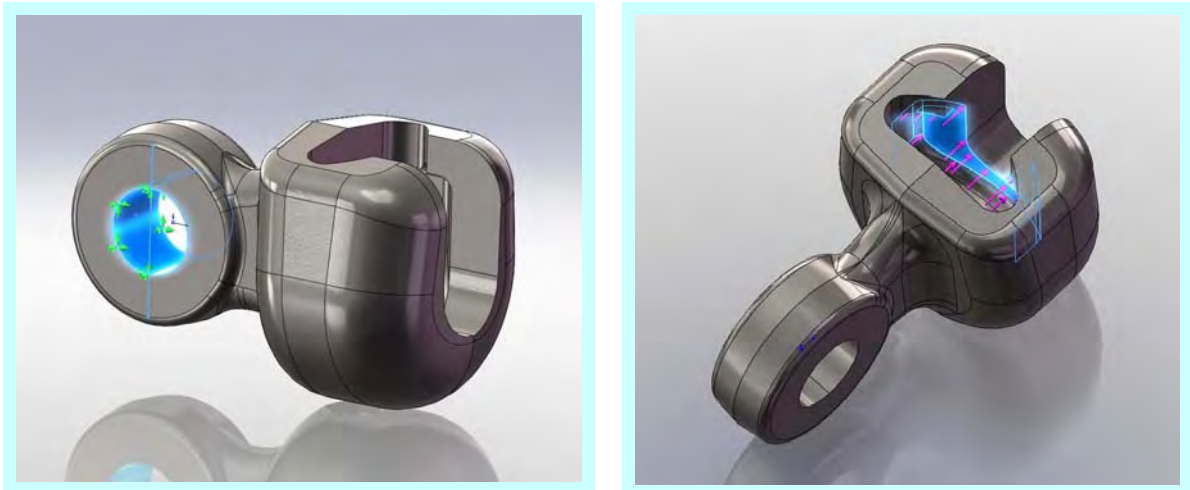
Amostra “CN” – Obtida após tratamento de arrefecimento controlado (em caixa).

A preparação das amostras foi efectuada segundo a norma de preparação de amostras ASTM E3, tendo sido novamente lixadas e polidas com suspensões de alumina 1 e 0,3 micrómetro, e a aplicação do reagente de ataque seguiu a norma ASTM E407 tendo sido atacadas com o reagente solução de Nital 2% (2ml de HNO₃ em 98ml de álcool etílico).

3.5.3 Simulação por elementos finitos

Como ferramenta de suporte para a determinação da zona crítica da peça, utilizou-se o programa informático da SolidWorks®, módulo “Simulation Xpress”, em uso actualmente na Forjaço, lda, que utilizando como base o método dos elementos finitos permite entre outros aspectos, efectuar a simulação do efeito de uma força ou pressão exercida num ponto ou superfície de uma peça, obtendo-se os resultados para as tensões e deslocamentos daí resultantes.

No caso em estudo foi efectuada uma simulação para a aplicação de uma força de 15000 daN aplicada nas superfícies de contacto da peça no estado final após maquinagem, com as peças de ligação respectivas, conforme esquematizado na figura 3.36 a) e b):



a) Superfície de contacto 1

b) Superfície de contacto 2

Fig. 3.36 – Representação das superfícies de contacto, SolidWorks (Cortesia, Forjaço, Lda)

Considerando somente as tensões de Von Mises, foi determinada a zona crítica através da simulação gráfica no software da SolidWorks®, que corresponde à zona a vermelho na figura 3.37.

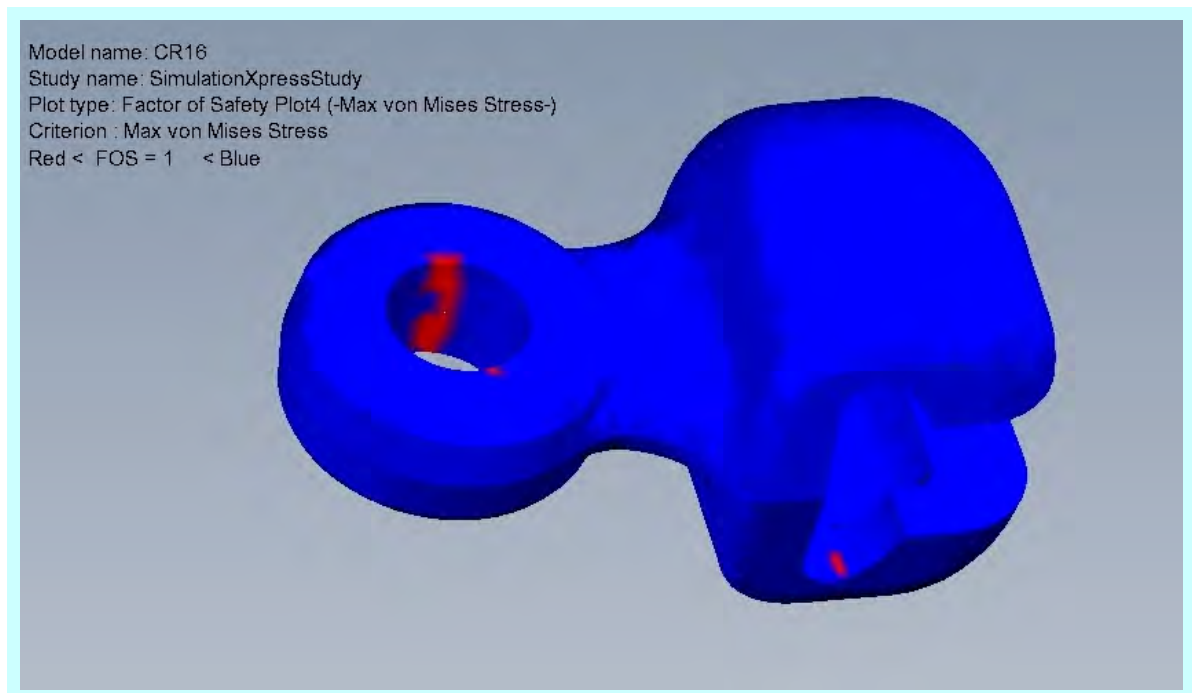


Fig. 3.37 – Determinação da zona crítica da peça, SolidWorks (Cortesia, Forjaço, Lda)

Capítulo 4)

Resultados e sua discussão

Neste capítulo apresentam-se os resultados obtidos e sua discussão. Começar-se-á por se determinar a zona crítica da peça e de seguida apresentam-se os resultados das medições de dureza efectuadas nos diversos pontos das amostras. Analisar-se-á também cada uma das microestruturas encontradas em cada uma das amostras, e em diferentes zonas das mesmas. No final faz-se uma análise e discussão sobre os resultados obtidos.

4.1 Determinação da zona crítica

Conforme já foi referido no capítulo 3, a determinação da zona crítica da peça foi efectuada utilizando o software da SolidWorks, módulo “Simulation Xpress”, tendo em conta o critério de Von Mises.

A simulação efectuada considerou a aplicação de uma carga de tracção de 15000 daN, 20% acima do valor da carga máxima admissível para o produto acabado após maquinagem, tendo resultado as seguintes representações gráficas para as tensões (figura 4.1), e zonas críticas (figura 4.2).

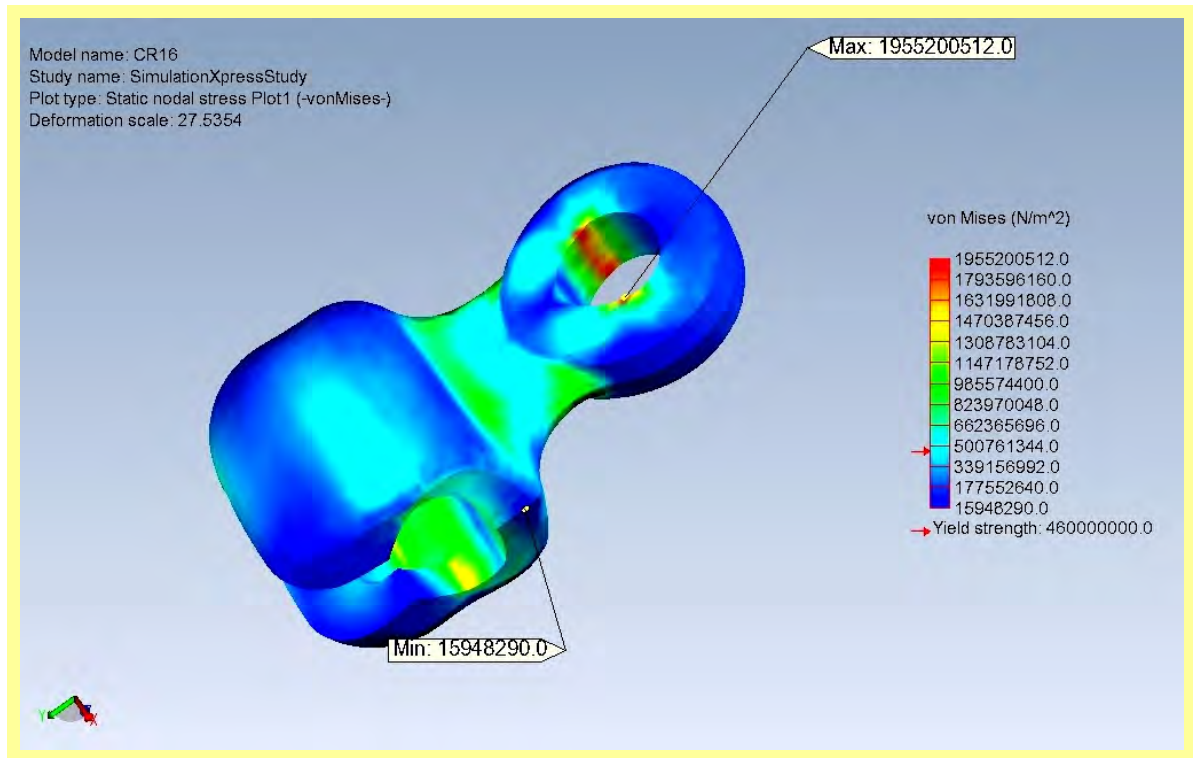


Fig. 4.1 – Representação gráfica para as tensões (valores em N/m²)

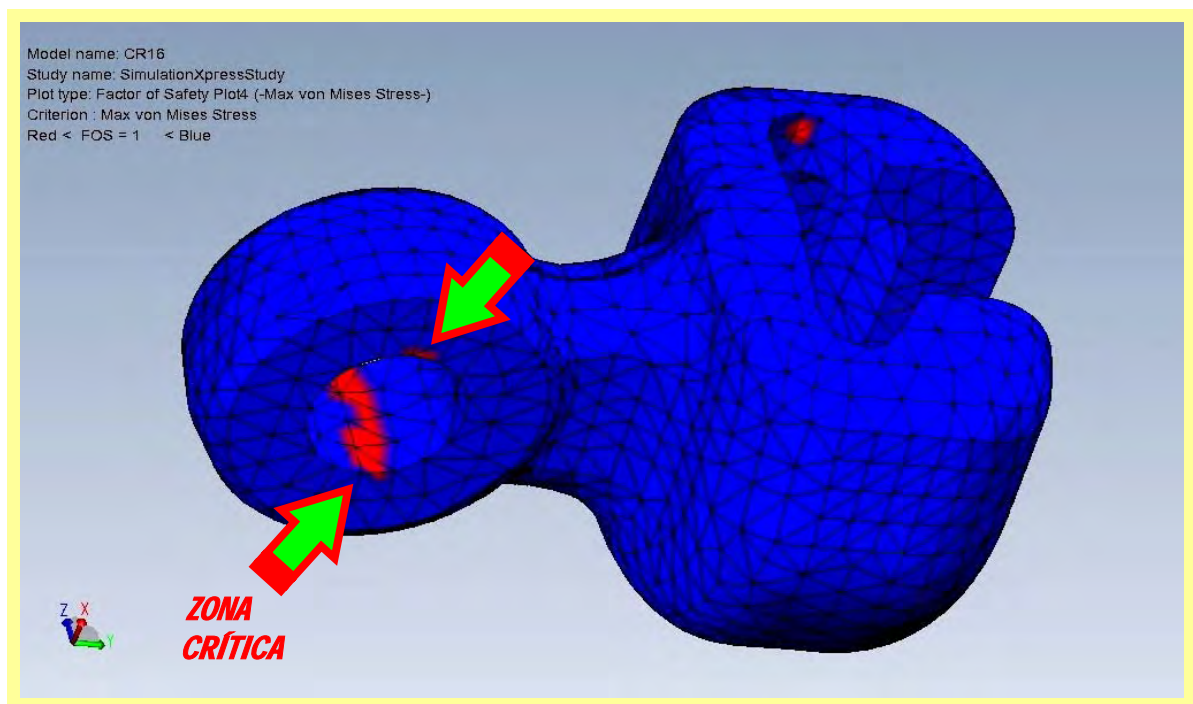


Fig. 4.2 – Representação gráfica das zonas críticas

Analisando as figuras anteriores pode concluir-se que a zona crítica da peça se encontra na face interior do furo de 17,5 mm, na zona mais afastada do eixo principal da peça, que se encontra indicada a vermelho nas figuras 4.1 e 4.2, e que corresponderá à zona de maior concentração de tensões.

4.2 Análise da dureza da peça

Para a determinação da dureza do material foram efectuadas trinta e cinco ensaios de dureza na escala Rockwell B, e três na escala Brinell, em cada uma das três amostras. No caso dos ensaios Rockwell B, cada uma das leituras foi espaçada de 5 mm, ao longo de três linhas coincidentes com os 3 eixos mais importantes da geometria da peça, conforme o esquema traçado na figura 4.3.

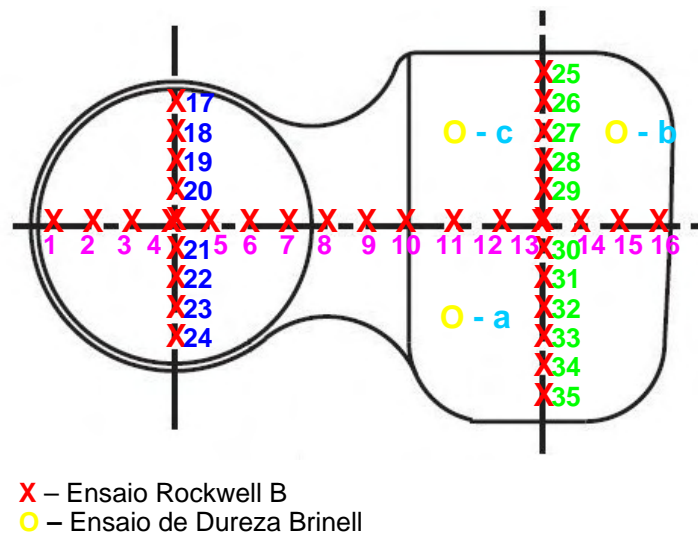


Fig. 4.3 – Esquema da localização dos 38 ensaios de dureza efectuados (35 HRB + 3 HB)

Na figura 4.4 podemos observar a distribuição das medições da dureza para as três amostras, em estudo, Amostra “O”, “TN” e “CX”. Em que a Amostra “O” representa as peças obtidas após forjamento e sem tratamento, a Amostra “TN” após o tratamento de normalização, e a Amostra “CX” após um arrefecimento controlado numa caixa termicamente isolada.

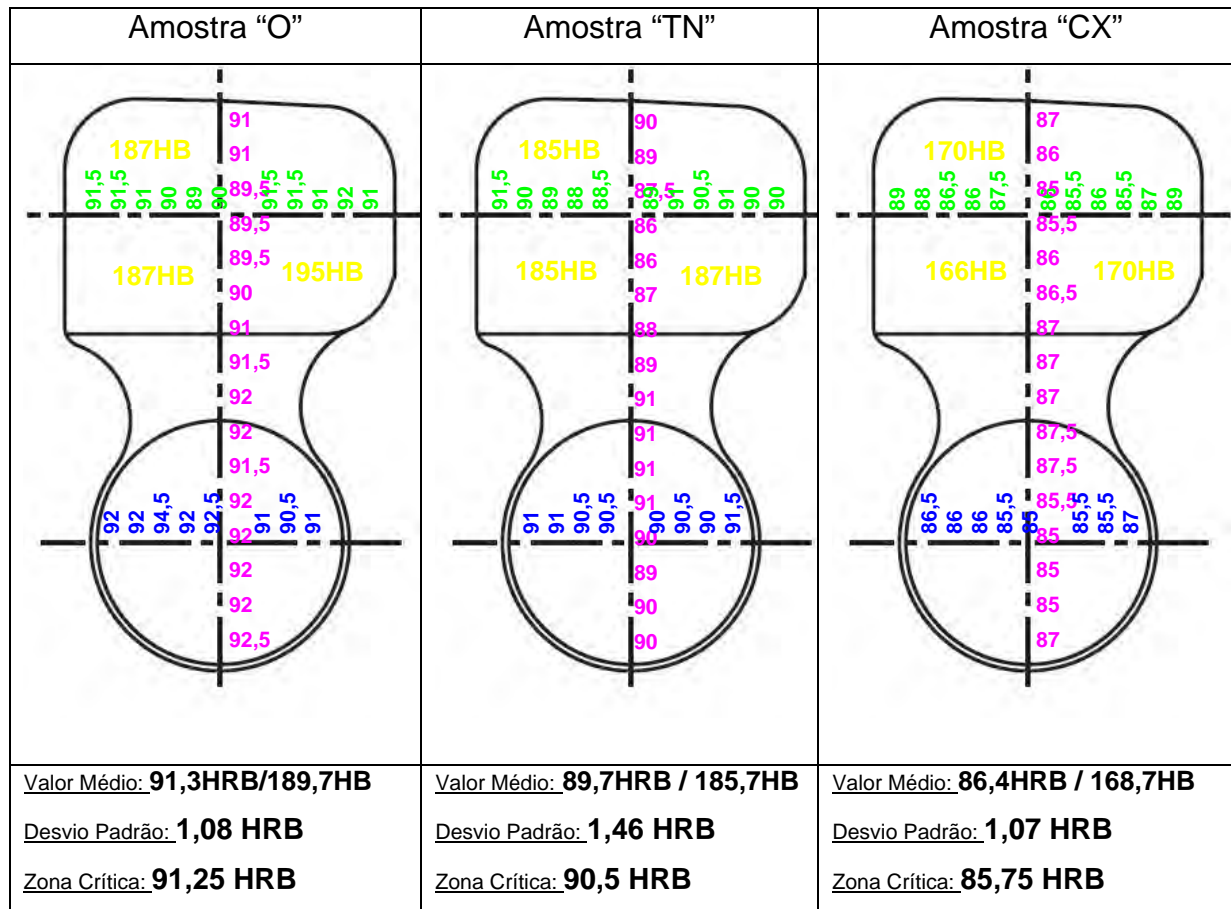


Fig. 4.4 – Resultado dos ensaios de dureza efectuados (valores em HRB e HB)

Por análise do conjunto dos resultados obtidos, podemos concluir relativamente à amostra "O" referente à peça no seu estado pós forjamento, que o valor da dureza Brinel (189,7 HB) já se encontram dentro dos limites estabelecidos pelo cliente (175 a 205HB), e que na zona crítica da peça a média da dureza medida é de 91,25HRB.

Relativamente à amostra "TN" referente ao tratamento de normalização comumente efectuado na Forjaço Lda, os valores médios de dureza baixaram ligeiramente de 189,7HB na amostra "O", para 185,7HB, ambos dentro dos limites de dureza estabelecidos pelo cliente, o que revela que neste caso o tratamento de normalização além de melhorar a microestrutura do aço actuando principalmente na homogeneização do tamanho do grão, conforme se vai poder mostrar no capítulo seguinte, não altera muito os valores de dureza obtidos inicialmente. Observa-se também que através deste tipo de tratamento, em que o arrefecimento é realizado no próprio forno contínuo, a diferença de dureza entre as zonas

da periferia da peça e as zonas centrais é maior, atingindo um valor máximo de dureza de 91,5 HRB na periferia, e um valor mínimo de 86 HRB na zona mais central da peça, conforme se pode constatar por análise dos resultados das medições de dureza da figura 4.5. Na zona crítica, e por ser uma zona da peça de menor volume, onde o arrefecimento é mais rápido, o valor médio da dureza do material, (90,5 HRB), está mais próxima do valor máximo verificado na periferia da peça, do que dos valores medidos na zona central.

No caso da amostra “CX” referente ao tratamento proposto como alternativa, e que visa aproveitar o calor resultante do processo de forjamento das peças, verifica-se que os valores de dureza baixaram significativamente para valores ligeiramente inferiores ao mínimo exigido pelo cliente, obtendo-se uma média de 168,7HB, o que nos leva a concluir que a normalização foi realizada, mas o arrefecimento foi de tal forma lento que provocou um excessivo abaixamento de dureza ou amaciamento do aço.

Neste tratamento a uniformidade dos valores de dureza encontrados entre as zonas periféricas e a zona central é maior do que no tratamento “TN”, tendo sido de 89 HRB na zona periférica e 85 HRB na zona central, sendo que a maior diferença para os valores encontrados no tratamento “TN” se verifica nas zonas periféricas e menos volumosas da peça, o que leva a concluir que o arrefecimento foi mais lento e uniforme por toda a peça, não existindo grandes diferenças de dureza entre as zonas mais e menos massivas. Este facto é evidente na zona crítica onde o valor médio verificado (85,75 HRB) é bastante mais baixo do que o verificado na zona crítica da amostra do tratamento “TN”.

Em geral, em todos os tratamentos, a evolução da dureza ao longo das linhas de dureza traçadas aumenta da zona interior para a zona exterior da peça, e das zonas mais massivas para a zonas mais finas da peça, sendo que é na amostra “TN” onde essa diferença é mais notada devido principalmente à forma em que o arrefecimento se efectua durante o tratamento térmico.

4.3 Análise da microestrutura

4.3.1 Zona crítica da peça

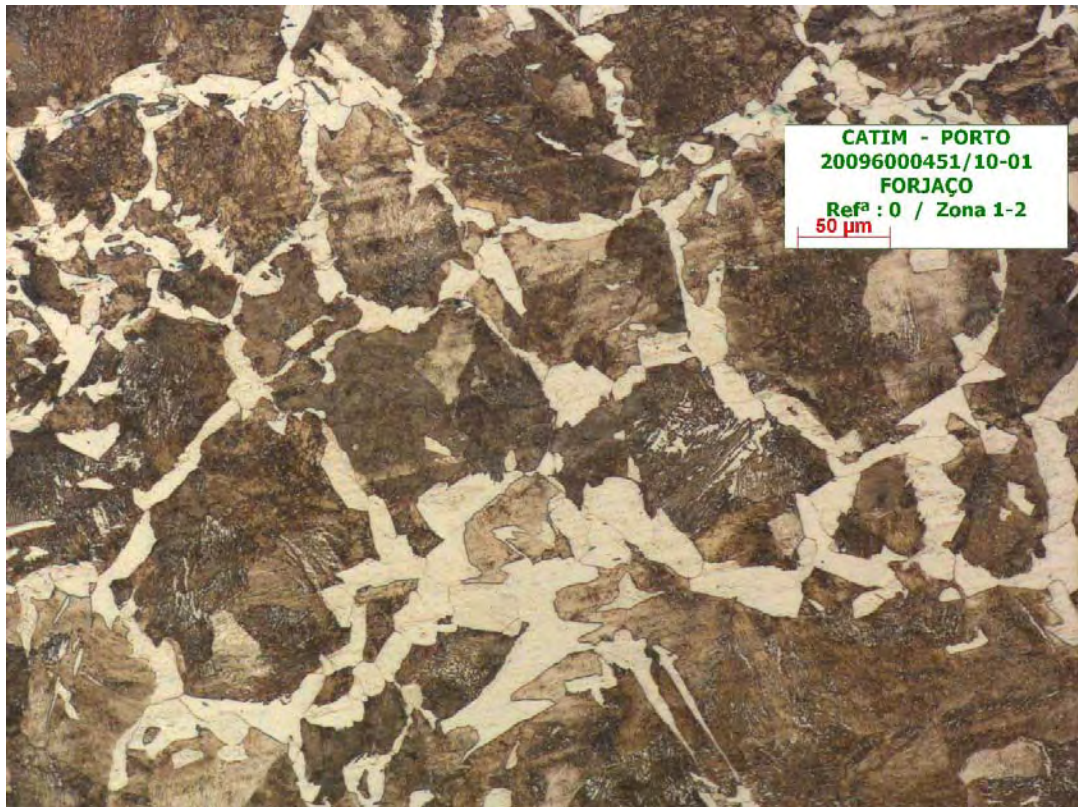
Com o objectivo de se analisar a microestrutura obtida nas diferentes amostras, assim como a microestrutura em diferentes zonas de cada amostra após os tratamentos térmicos respectivos, foram efectuadas observações microscópicas, tendo sido tiradas trinta fotomicrografias em zonas distintas conforme foi descrito no ponto 3.5.2 do capítulo anterior.

Dada a importância da zona crítica da peça (zona 1/2) para o seu desempenho, será dada maior ênfase à análise da microestrutura nesta zona.

A análise da microestrutura obtida em cada uma das amostras, teve em linha de conta principalmente a quantificação das fases existentes e o tamanho de grão médio.

4.3.1.1 Fotomicrografias

As fotomicrografias tiradas nas diferentes zonas das amostras revelam uma estrutura bifásica perlítico-ferrítica com um tamanho de grão e percentagem de fases variável por amostra, conforme se pode constatar por comparação das diversas fotomicrografias tiradas na zona 1/2 das três amostras “O”, “TN” e “CX”, figuras 4.5, 4.6 e 4.7 respectivamente.

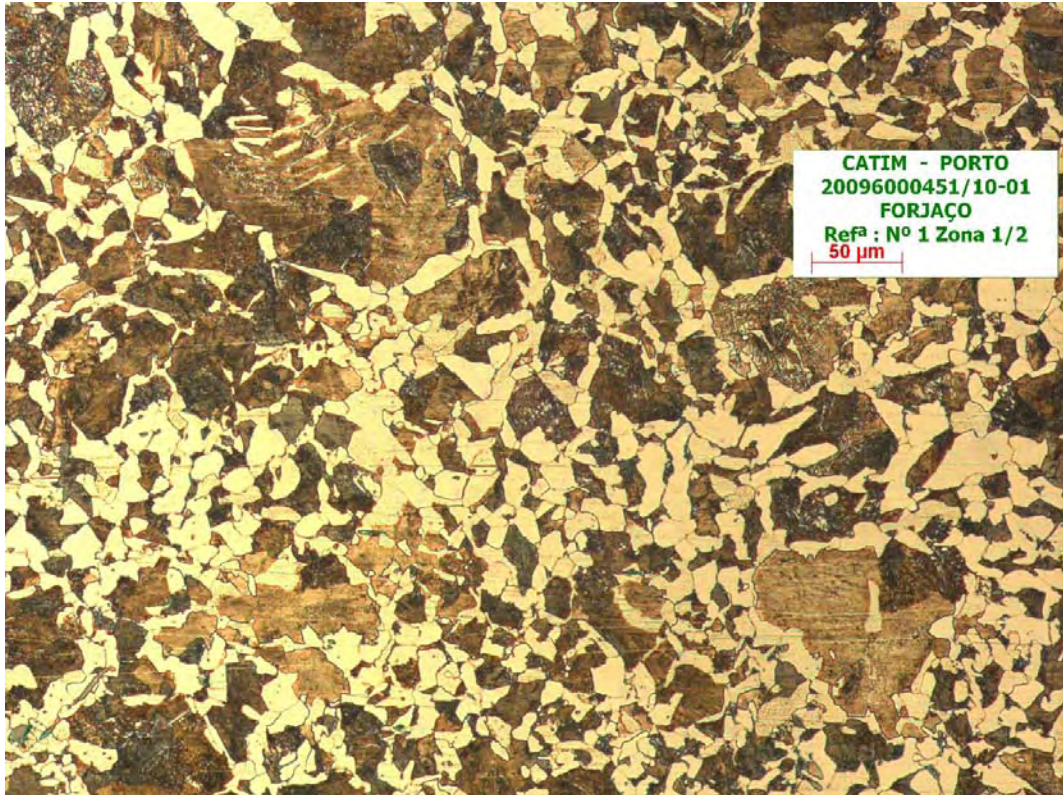


a)

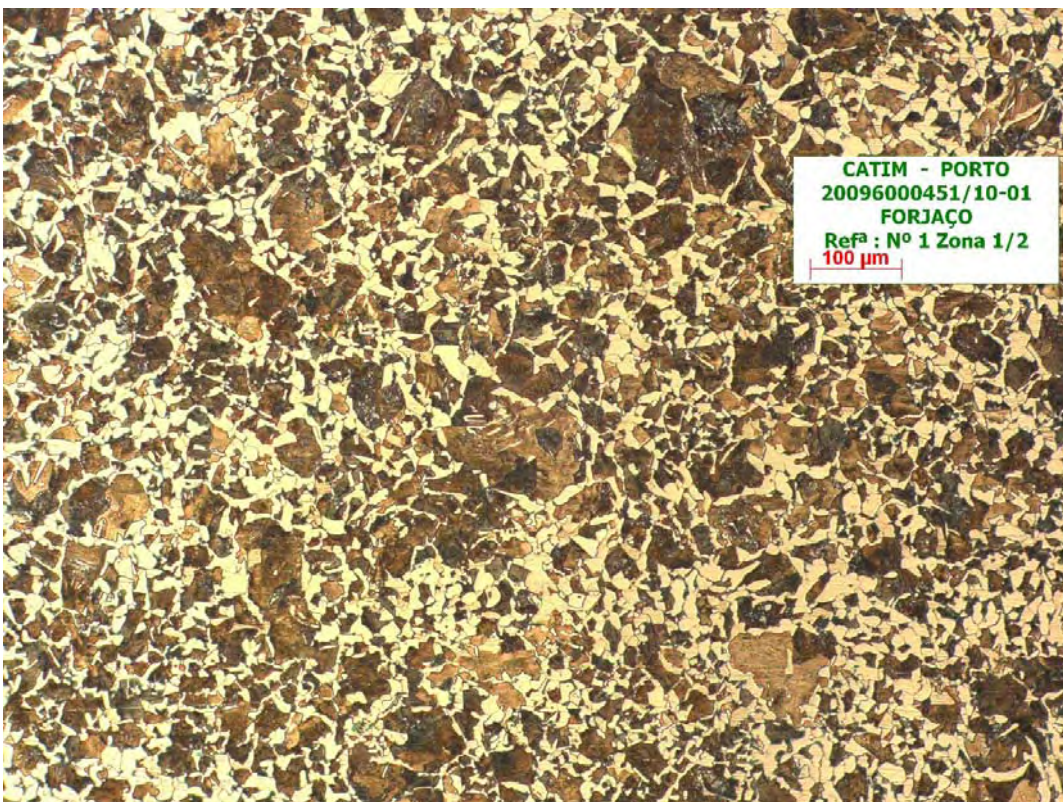


b)

Fig. 4.5 – Microestrutura da amostra “O”, zona 1/2 a diferentes ampliações

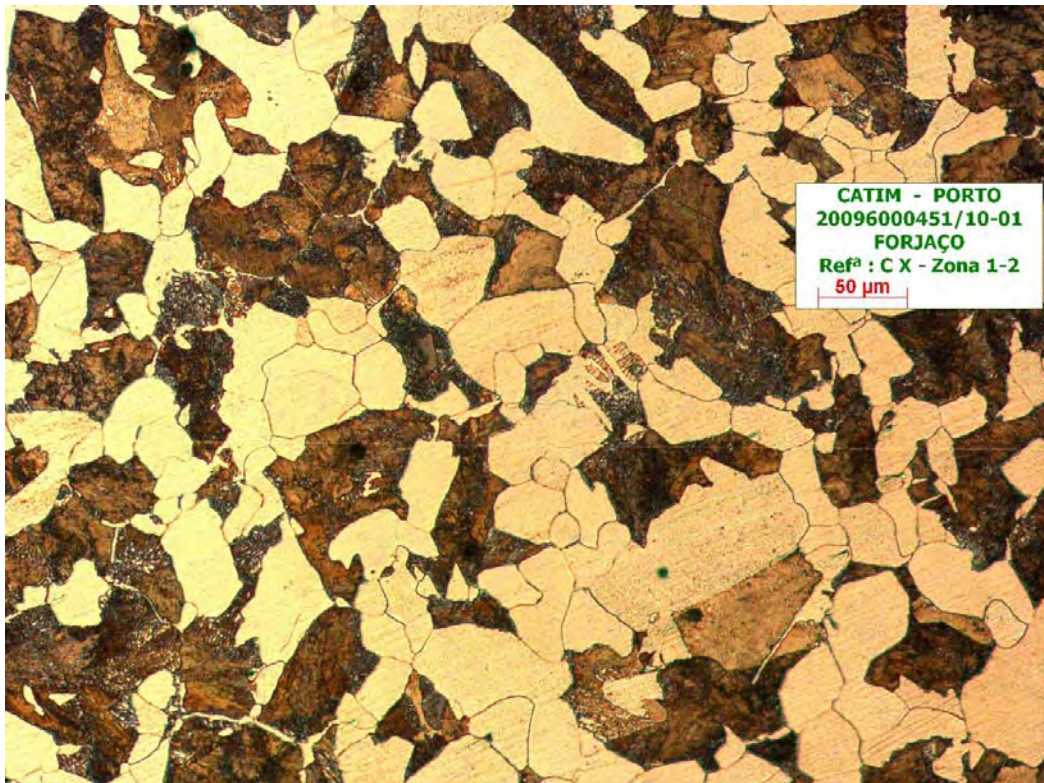


a)

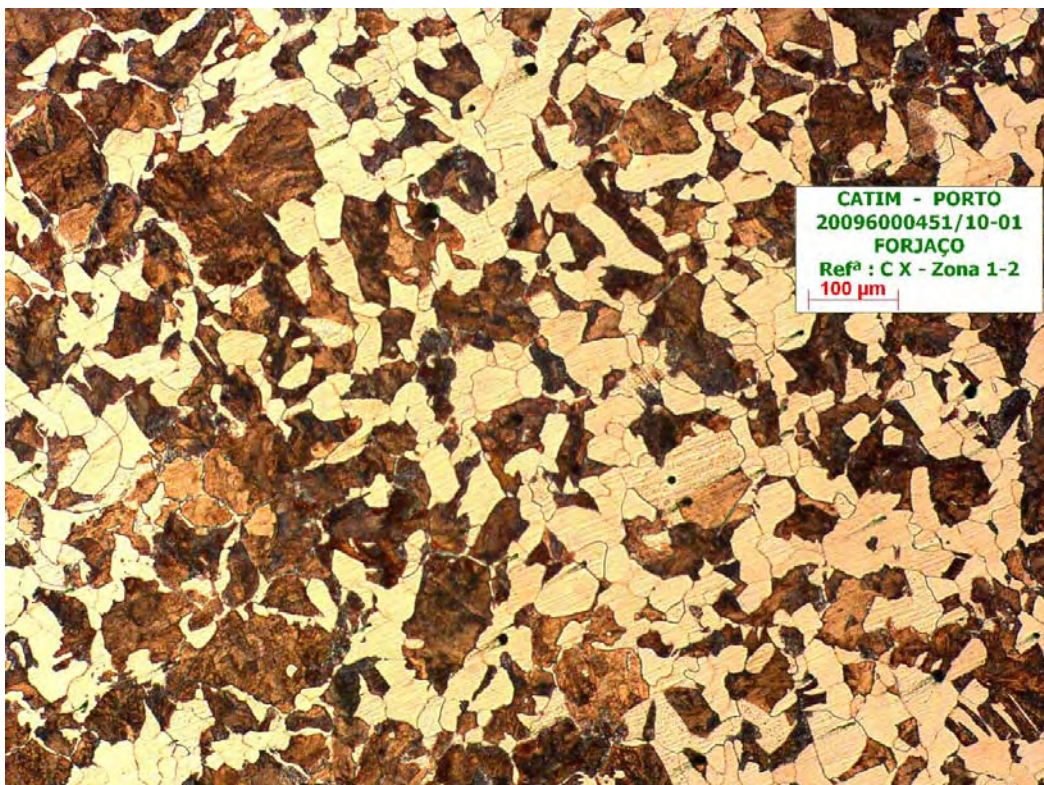


b)

Fig. 4.6 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 1/2 a diferentes ampliações



a)



b)

Fig. 4.7 – Microestrutura da amostra “CX”, zona 1/2 a diferentes ampliações

4.3.1.2 Quantificação das fases

Para a quantificação das fases existentes usaram-se as fotomicrografias tiradas na zona 1/2 das amostras “O”, “CX” e “TN”, através da determinação da fracção volumétrica correspondente a cada uma das fases, por aplicação de uma rede sobre a imagem da microestrutura, e contando o número de pontos coincidentes entre a rede e a fase em estudo, conforme o procedimento descrito na norma ASTM E 562-02. A fracção volumétrica de cada fase foi calculada a partir da média do quociente do número de pontos da rede coincidentes com a fase, pelo valor total de pontos da rede, a partir das diversas medições efectuadas. Neste caso foram aplicadas 4 grelhas de 100 pontos a cada uma das amostras a diferentes ampliações, obtendo-se os resultados apresentados na tabela 4.1.

	Amostra “O”	Amostra “TN”	Amostra “CX”
	Zona 1/2	Zona 1/2	Zona 1/2
Ferrite (pró-eutecoide)	22%	36%	46,5%
Perlite	78%	64%	53,5%
Desvio Padrão:	2%	4%	3%

Tabela 4.1 – Quantificação das fases existentes nas 3 amostras

4.3.1.3 Tamanho de grão médio

A determinação do tamanho de grão médio da microestrutura obtido em cada uma das amostras, foi efectuada utilizando o procedimento da intercepção descrito na norma internacional ASTM E 112, que envolve a contagem do numero de grãos ou dos limites de grão interceptados por uma linha de teste sobreposta sobre a imagem da microestrutura em estudo. No nosso caso vamos utilizar a segunda metodologia. Essa linha pode ser um segmento de recta ou um círculo, com comprimento conhecido. No caso em estudo foi usada uma linha recta com 500mm de comprimento, em micrografias com um factor de ampliação de 200x.

O índice do tamanho médio do grão foi obtido através do número de intersecções registadas e por aplicação da seguinte equação retirada da norma:

$$= -3,288 + 6,644 \times \log_{10}(n^{\circ} \text{ médio grão} / \text{mm})$$

Para o cálculo do número médio de grãos por unidade de comprimento foi utilizada a seguinte equação também retirada da norma:

$$= \frac{n^{\circ} \text{ de intersecções observadas}}{\text{comprimento da linha}} \times \text{ampliação}$$

Por sua vez o diâmetro médio dos grão será dado por:

$$= \frac{1}{N^{\circ} \text{ de Grãos por unidade de comprimento}}$$

Os resultados obtidos estão representados na tabela 4.2 seguinte:

	Amostra "O"	Amostra "TN"	Amostra "CX"
	Zona 1/2	Zona 1/2	Zona 1/2
Nº DE INTERCEPÇÕES	94	180	96
ÍNDICE DO TAMANHO DE GRÃO (ASTM)	7,2	9,0	7,2
Nº MÉDIO DE GRÃOS POR CADA MM	37,6	72	38,4
DIÂMETRO MÉDIO DOS GRÃOS	26,6 μm	13,9 μm	26,0 μm

Tabela 4.2 – Quantificação do tamanho de grão para as 3 amostras

4.3.1.4 Análise dos resultados

Os resultados obtidos apresentados na secção anterior para cada uma das amostras, mostraram para a amostra “O”, uma microestrutura perlítico-ferrítica com uma relação de fases de aproximadamente 78% de perlite para 22% de ferrite pró-eutectóide. Verifica-se que o grão apresenta um tamanho muito distinto, tanto entre as duas fases, como em cada uma das fases encontradas, apresentando-se em certas zonas com uma disposição que indicia a presença de linhas de orientação preferencial dos grãos decorrente do processo de forjamento. O índice de tamanho de grão (ASTM) encontrado foi de 7,2, que está dentro dos limites considerados normais para um tamanho de grão médio, e corresponde a um diâmetro médio calculado de 26,6µm.

Relativamente à amostra “TN”, observa-se também uma microestrutura perlítico-ferrítica com uma percentagem de fases de 64% de perlite, para 36% de ferrite pró-eutectóide. Verifica-se que o grão apresenta um tamanho e disposição mais homogênea que na amostra “O”, não existindo qualquer orientação de grão definida. O índice de tamanho de grão médio (ASTM) encontrado foi de 9,0, que está um pouco acima do valor limite considerado normal para um tamanho de grão médio, o que leva a concluir que o grão se encontra fino. O valor calculado para o diâmetro médio de grão foi de 13,9µm, que é cerca de metade do valor encontrado na amostra “O”.

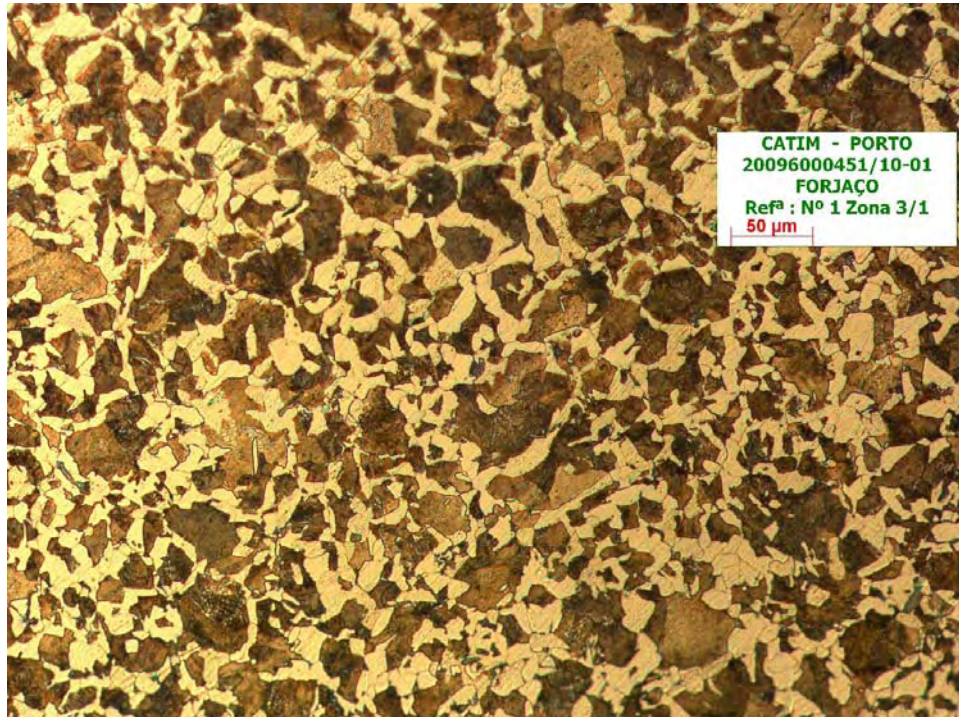
No caso da amostra “CX”, a microestrutura perlítico-ferrítica que se observa apresenta uma percentagem de fases com 53,5% de perlite, e 46,5% de ferrite pró-eutectóide, valor bastante inferior ao que se verifica nas outras duas amostras “O” e “TN”, nesta mesma zona. Observa-se também que o grão apresenta-se com uma distribuição muito mais ordenada e com um tamanho mais uniformizado. O índice de tamanho de grão (ASTM) encontrado foi de 7,2, que se encontra dentro dos limites considerados normais para um tamanho de grão médio, e que corresponde a um diâmetro médio calculado de 26,0µm.

4.3.2 Comparação periferia – centro da peça

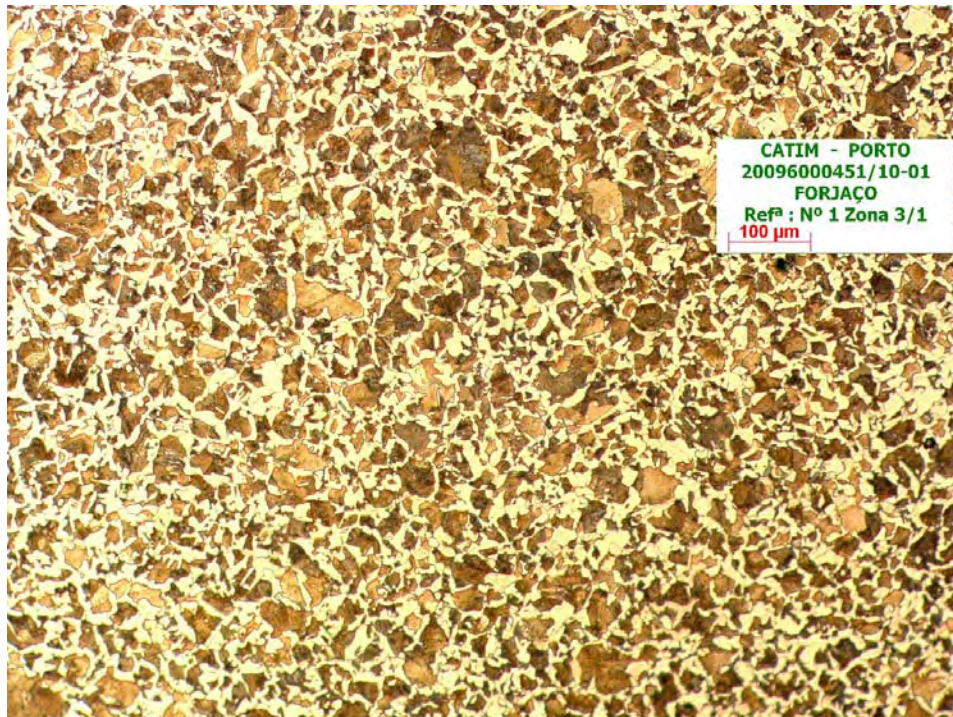
Através da análise das fotomicrografias apresentadas nas figuras 4.8 e 4.9 para a amostra “TN”, e nas fotomicrografias 4.10 e 4.11 para a amostra “CX”, verifica-se que

para este último caso a microestrutura não se mantém constante da periferia para o centro da peça.

4.3.2.1 Fotomicrografias - Amostra “TN”

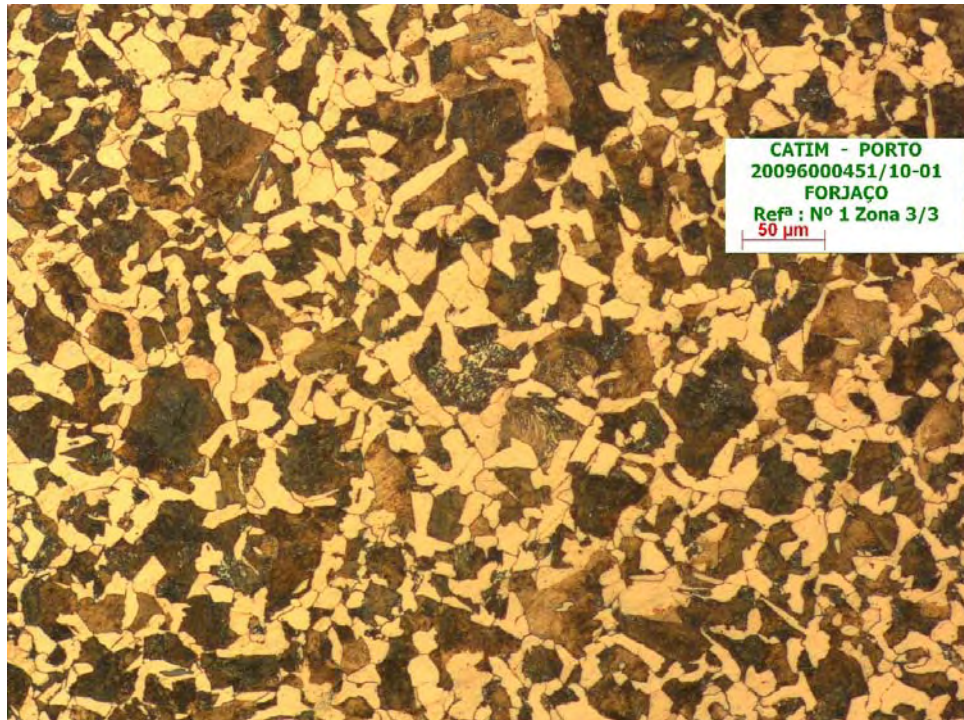


a)

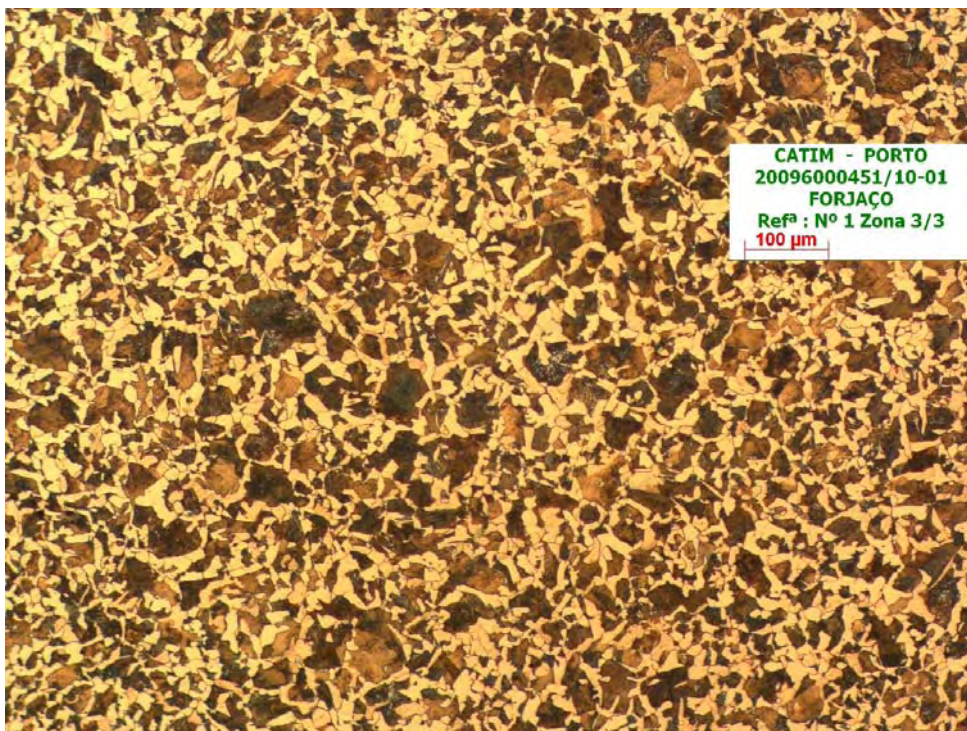


b)

Fig. 4.8 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 3/1 (periferia da peça)



a)



b)

Fig. 4.9 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 3/3 (centro da peça)

4.3.2.2 Quantificação das fases

Para a quantificação das fases existentes usaram-se as fotomicrografias tiradas na zona 1/3 e 3/3 para a amostra “TN”, e a metodologia utilizada foi a mesma já descrita na secção anterior. Os resultados estão apresentados na tabela 4.3.

	Amostra “TN”	
	Zona 3/1	Zona 3/3
Ferrite (pró-eutecoide)	39%	45,5%
Perlite	61%	54,5%
Desvio Padrão:	4%	2%

Tabela 4.3 – Quantificação das fases existentes nas diferentes zonas da amostra “TN”

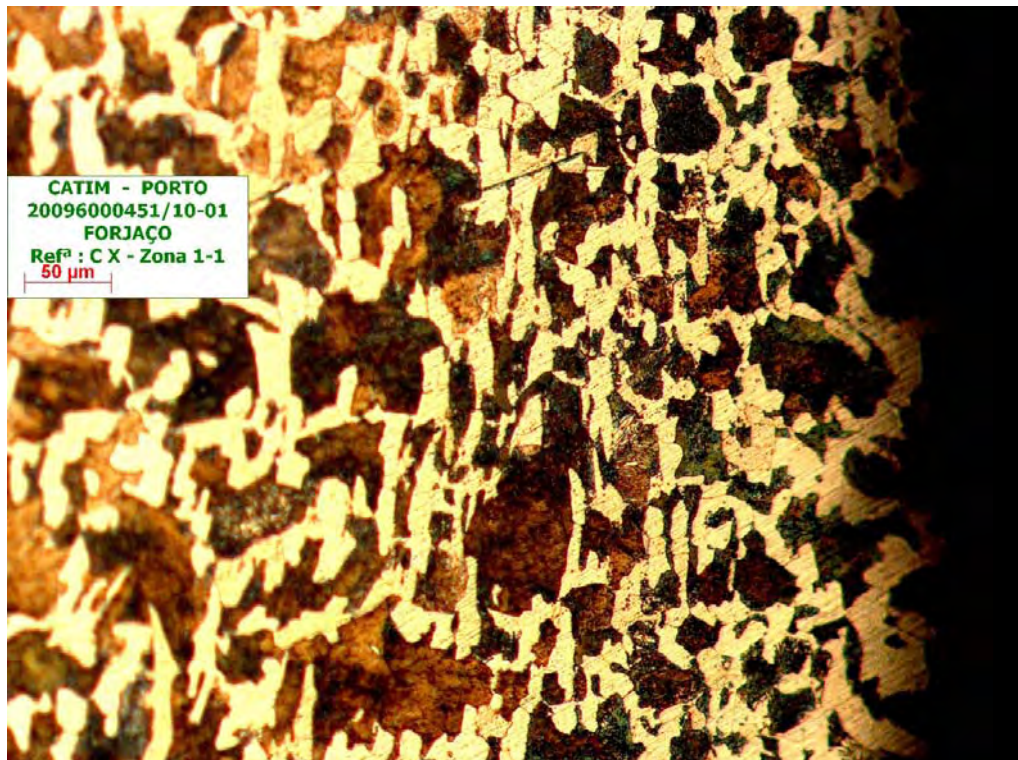
4.3.2.3 Tamanho de grão médio

O método usado na determinação do tamanho de grão médio para as diferentes zonas da amostra “TN” foi o mesmo já descrito anteriormente. Os resultados estão apresentados na tabela 4.4.

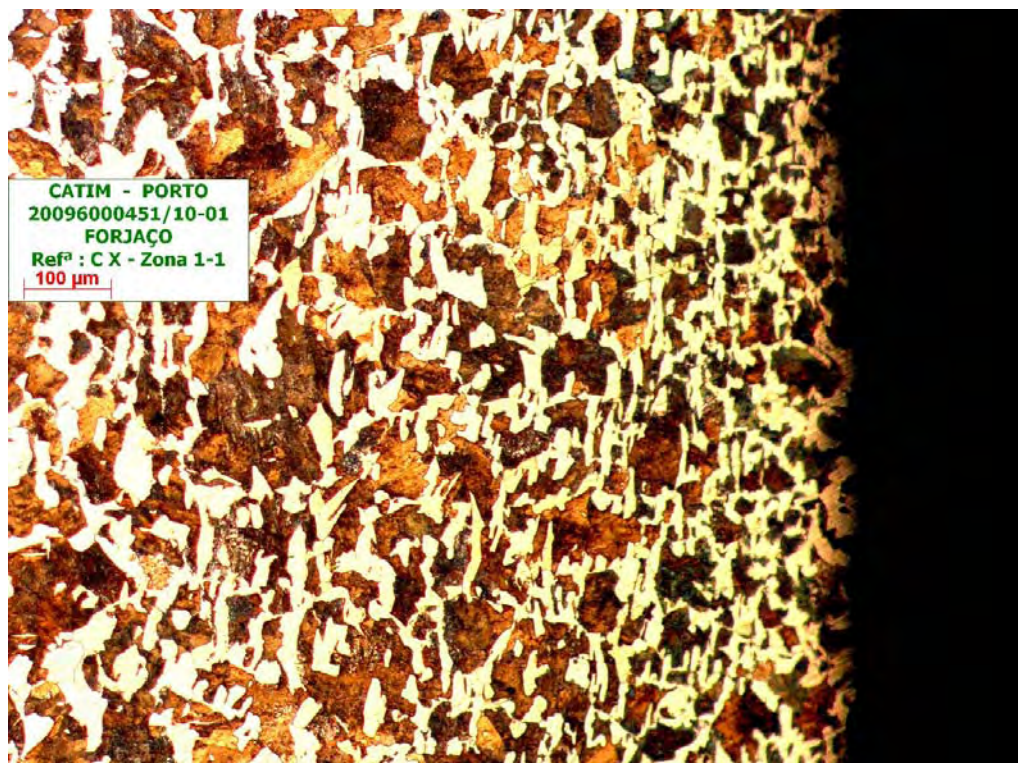
	Amostra “TN”	
	Zona 3/1	Zona 3/3
Nº DE INTERCEPÇÕES	182	175
ÍNDICE DO TAMANHO DE GRÃO (ASTM)	9,1	9,0
Nº MÉDIO DE GRÃOS POR CADA MM	72,8	70
DIÂMETRO MÉDIO DOS GRÃOS	13,7 μm	14,3 μm

Tabela 4.4 – Quantificação do tamanho de grão nas diferentes zonas da amostra “TN”

4.3.2.4 Fotomicrografias - Amostra “CX”

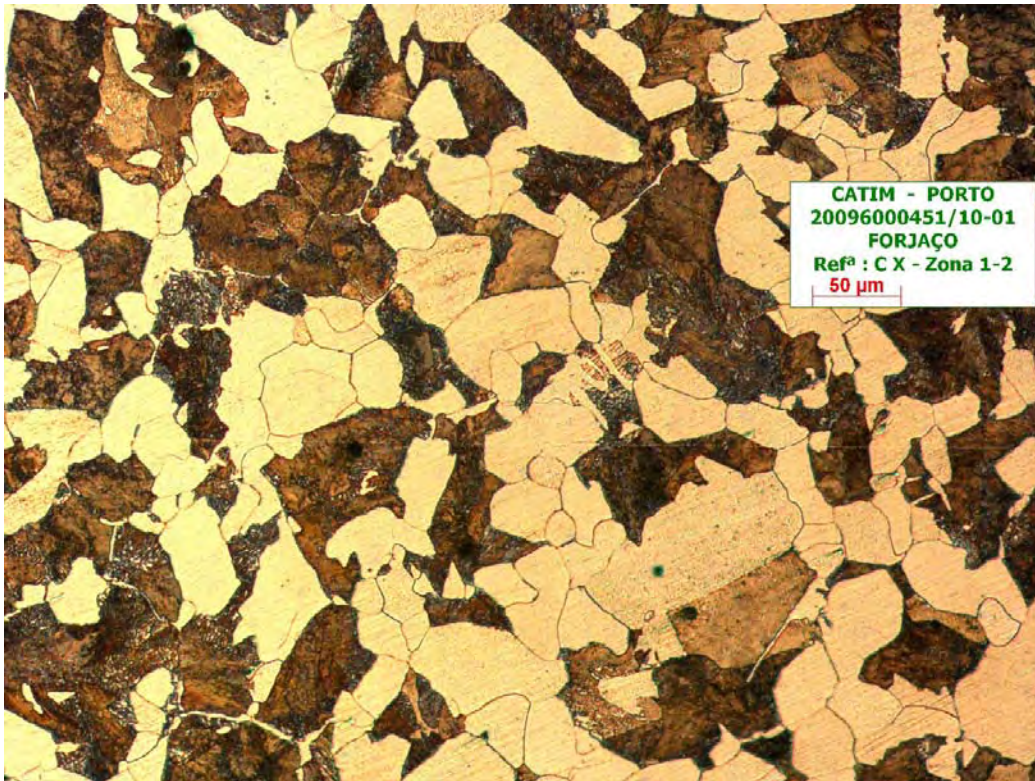


a)

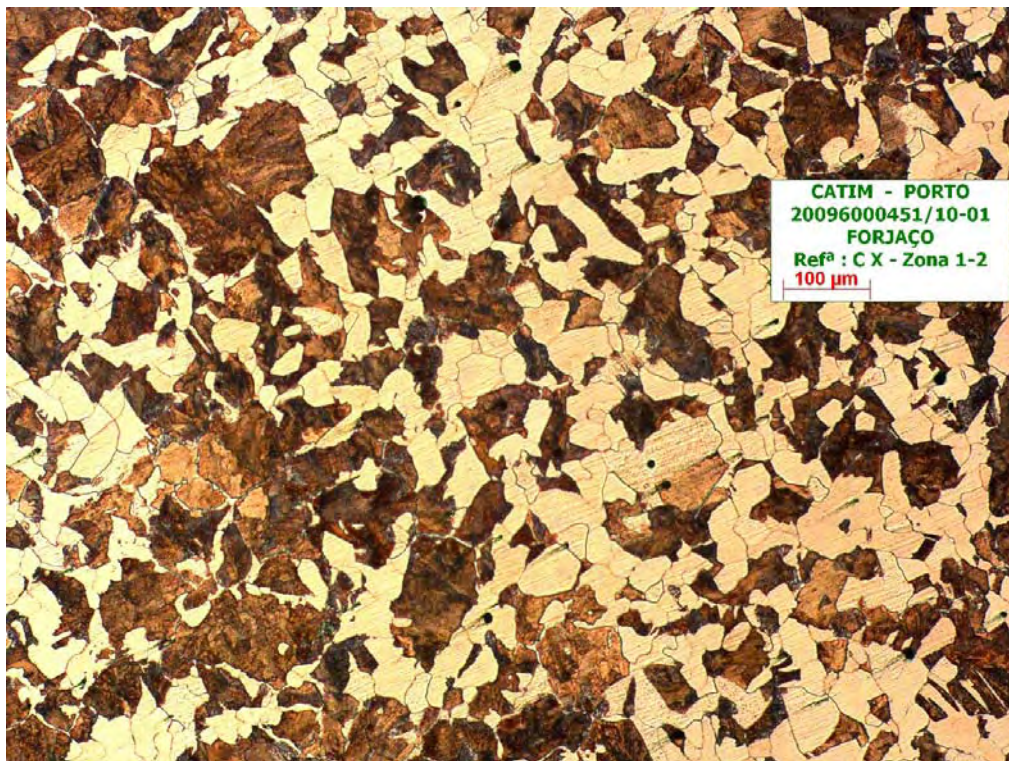


b)

Fig. 4.10 – Microestrutura da amostra “CX”, zona 1/1 (periferia da peça)



a)



b)

Fig. 4.11 – Microestrutura da amostra “CX”, zona 1/2 (centro da peça)

4.3.2.5 Quantificação das fases

Para a quantificação das fases existentes usaram-se as fotomicrografias tiradas na zona 1/1 e 1/2 para a amostra “CX”, e a metodologia utilizada foi a mesma já descrita no ponto anterior. Os resultados estão apresentados na tabela 4.5.

	Amostra “CX”	
	Zona 1/1	Zona 1/2
Ferrite (pró-eutecoide)	39%	46,5%
Perlite	61%	53,5%
Desvio Padrão:	4%	1%

Tabela 4.5 – Quantificação das fases existentes nas diferentes zonas da amostra “CX”

4.3.2.6 Tamanho de grão médio

O método usado na determinação do tamanho de grão médio para as diferentes zonas da amostra “CX” foi o mesmo já descrito anteriormente. Os resultados estão apresentados na tabela 4.6.

	Amostra “CX”	
	Zona 1/1	Zona 1/2
Nº DE INTERCEPÇÕES	124	96
ÍNDICE DO TAMANHO DE GRÃO (ASTM)	8,0	7,2
Nº MÉDIO DE GRÃOS POR CADA MM	49,5	38,4
DIÂMETRO MÉDIO DOS GRÃOS	20,2 μm	26,0 μm

Tabela 4.6 – Quantificação do tamanho de grão nas diferentes zonas da amostra “CX”

4.3.2.7 Análise dos resultados

Analisando os valores apresentados na tabela 4.3 e 4.4 para a amostra “TN”, verifica-se que a percentagem de perlite diminui à medida que a zona observada se afasta da periferia da peça, passando de uma percentagem de 61% numa zona da periferia (zona 3/1) para uma percentagem de 54% numa zona mais interior da peça (zona 3/3). Verifica-se também que para além da percentagem de perlite diminuir e a de ferrite aumentar, o tamanho médio do grão aumenta à medida que a observação se afasta da superfície da peça.

No caso da amostra “CX”, e conforme aconteceu na amostra “TN”, verifica-se uma diminuição da percentagem de perlite e respectivo aumento da ferrite à medida que a zona observada se afasta da periferia da peça. Quanto ao tamanho de grão, também se verifica um aumento à medida que a zona observada se aproxima do centro da peça. Este facto pode facilmente constatar-se visualmente através das fotomicrografias da zona junto à superfície da peça, onde se nota claramente que o tamanho de grão é menor (figura 4.10).

4.4 Discussão global de resultados

Da análise dos resultados apresentados, e comparando os resultados para as três amostras obtidas tendo em conta a microestrutura resultante e a distribuição dos valores de dureza, podemos concluir que em qualquer dos casos o ciclo térmico sofrido pelas amostras permitiu a formação de duas fases, ferrite pró-eutectóide, e perlite, muito embora, e devido principalmente à temperatura de máxima de austenitização atingida, e às diferentes condições em que foi realizado o arrefecimento, em percentagens e grau de homogeneização bastante distintas.

Convém referir que como seria de esperar, e devido às baixas velocidades de arrefecimento verificadas não o permitirem, não se verificou a formação bainite em qualquer zona das três amostras em estudo.

Os valores de dureza obtidos estão directamente relacionados com as percentagens de fases, não só entre amostras distintas, como também dentro de cada uma das amostras, conforme se pode visualizar na tabela 4.7 e 4.8 respectivamente, uma vez que a perlite, dependendo também da sua estrutura mais grosseira ou mais fina, apresenta valores de

dureza mais altos relativamente à ferrite pró-eutectóide, sendo maior quanto mais grosseira for a perlite.

Em algumas zonas das amostras onde o arrefecimento foi mais lento, e utilizando maiores ampliações, é possível ver claramente os grãos de perlite com uma estrutura lamelar mais grossa, intercalada com lamelas de ferrite perlítica e cementite formadas a partir das juntas de grão (figura 4.12).

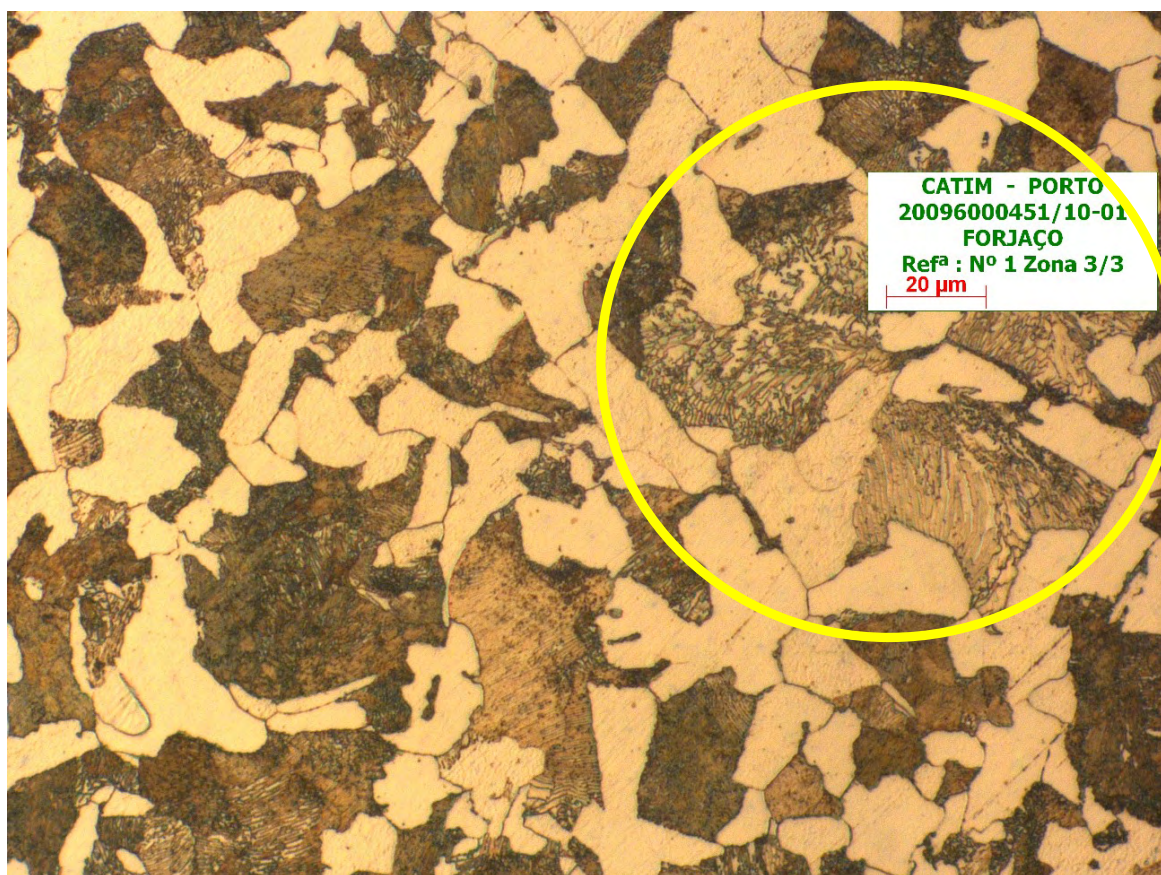


Fig. 4.12 – Microestrutura da amostra “TN”, zona 3/3 (centro da peça)

	Amostra "O"		Amostra "TN"		Amostra "CX"	
	FERRITE	PERLITE	FERRITE	PERLITE	FERRITE	PERLITE
Percentagem de Fases	22%	78%	36%	64%	46,5%	53,5%
Valor Médio de Dureza	91,25 HRB		90,5 HRB		85,75 HRB	

Tabela 4.7 – Comparação dos valores de dureza obtidos com a percentagem de fases na zona crítica (zona 1/2)

	Amostra "TN"		Amostra "CX"	
	Zona 1/2 (periferia)	Zona 3/3 (interior)	Zona 1/2 (periferia)	Zona 3/3 (interior)
Valor médio de Dureza	90,5 HRB	86 HRB	85,75 HRB	85,5 HRB

Tabela 4.8 – Comparação dos valores de dureza obtidos em zonas distintas de cada amostra

Por análise da tabela 4.8 anterior pode verificar-se que a dureza em zonas mais interiores da peça é sempre inferior do que nas zonas da periferia da peça, o que se explica devido principalmente ao arrefecimento ser sempre mais rápido nas zonas onde a transferência de calor é maior, junto da superfície da peça.

Quanto ao tamanho de grão, verifica-se que no caso das duas amostras "O" e "CX", que não estão sujeitas a um reaquecimento como no caso da amostra "TN", este é muito semelhante e bastante superior ao das amostras sujeitas a reaquecimento, o que leva a concluir que o tempo passado acima da temperatura de austenitização, ou a temperatura máxima de austenitização atingida, ou as duas situações, foram bastante superiores aos da amostra "TN", o que originou a diferença verificada no tamanho de grão.

Como seria de esperar verifica-se também que o tamanho de grão médio se encontra sempre maior no interior da amostra do que na periferia, o que se explica também pela diferença de velocidade de arrefecimento entre estas duas zonas, já que nas zonas mais

interiores das amostras a temperatura se mantém acima da temperatura de austenitização durante mais tempo, permitindo uma maior austenitização dos grãos.

Finalizando podemos comparar através da tabela 4.9, os resultados mais significativos obtidos entre o tratamento de normalização efectuado à amostra “TN”, e o tratamento de arrefecimento controlado proposto neste trabalho, efectuado à amostra “CX”.

Ficou demonstrado que o tratamento de arrefecimento controlado proposto pode constituir uma alternativa viável com possível aplicação industrial.

	Tratamento Normal “TN” (actual)	Tratamento em Caixa “CX” (alternativo)
Tamanho de Grão	<i>Fino</i> (9,0 ASTM)	<i>Normal</i> (7,2 ASTM)
Dureza (valor médio)	<i>185,7HB</i> (dentro dos limites)	<i>168,7HB</i> (abaixo do mínimo)
Textura Anisotrópica	<i>Não apresenta</i>	<i>Não Apresenta</i>
Homogeneização do Grão	<i>Estrutura Granular Homogénea</i>	<i>Estrutura Granular Homogénea</i>

Tabela 4.9 – Quadro comparativo entre o tratamento actual “TN”, e o tratamento alternativo “CX”

Capítulo 5)

Conclusões

Nesta dissertação apresentou-se uma proposta de tratamento térmico alternativo ao tratamento de normalização vulgarmente utilizado no pós forjamento de peças em aço. Pretende-se avaliar a viabilidade do aproveitamento do calor residual do processo de forjamento, tendo em vista uma redução do consumo energético, tornando-o assim mais económico, e ao mesmo tempo menos poluente.

Neste sentido demonstrou-se ser possível substituir o tratamento térmico de normalização habitualmente utilizado na prática industrial, por um tratamento alternativo que consiste num arrefecimento a temperatura controlada.

O estudo apresentado teve por base a análise da microestrutura e dureza obtidas numa peça industrial.

Este estudo conduziu também à obtenção dos resultados inicialmente esperados, tendo por base os conhecimentos adquiridos e a literatura consultada, tanto para a dureza como para a microestrutura.

No que respeita à dureza obtida, quer na periferia da peça, quer no seu interior, mostrou-se que os valores obtidos são inferiores no caso do tratamento térmico com arrefecimento controlado, quando comparado com o tratamento de normalização utilizado actualmente.

Quanto à microestrutura, verificou-se que o tratamento térmico de normalização actual produz um menor tamanho de grão, com uma menor percentagem de ferrite pró-eutectóide, quando comparado com o tratamento por arrefecimento controlado proposto.

Verificou-se também que a peça no estado bruto de forjamento apresenta a dureza mais elevada e maior percentagem de perlite. A microestrutura é pouco homogénea quando comparada com a obtida com qualquer um dos tratamentos térmicos efectuados.

Finalmente pudemos concluir que o tratamento térmico proposto neste trabalho, depois de devidamente afinado, e depois de devidamente controlados todos os seus parâmetros mais importantes, permite obter resultados muito próximos dos obtidos pelo processo de normalização utilizado actualmente, e obter peças forjadas com especificações de dureza e microestrutura satisfatórias, constituindo assim uma óptima solução alternativa, com grande vantagem económica, dada a redução do consumo energético e tempo de processo necessários para o tratamento térmico de normalização tradicional.

REFERÊNCIAS:

ASTM E 562-02, (2002), *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*, Abril de 2002, ASTM International.

ASTM E 112, (1996), *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, Maio de 1996, ASTM International.

Bhadeshia H.K.D.H. (1985), *Diffusional Formation of Ferrite in Iron and Its Alloys*, Progress in Materials Science, vol. 29, pp. 321-386.

Bhadeshia H.K.D.H. (1998), *Alternatives to the Ferrite-Pearlite Microstructures*, Microalloying in Steels, pp. 39-50, e Materials Science Forum, vol. 284-286.

Chiaverini V. (1986), *Tecnologia Mecânica*. Ed. McGraw-Hill, Ltda, 2ª Ed., 1986.

Costa J. D.(1971), *Princípios do Tratamento Térmico dos Aços de Construção*, Instituto Nacional de Investigação Industrial, Lisboa.

Douglas R. and Kuhlmann D. (2000), *Guidelines for precision hot forging with applications*, Journal of Materials Processing Technology, vol. 98, pp. 182-188.

Honeycombe R. W. K. (1981), *Steels – Microstructure and properties*, Tradução de M. Fortes e A. Ferro, *Aços Microestrutura e Propriedades*, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, pp. 49-114.

Manual de Forjamento Forjaço (2006), *Manual de Iniciação ao Processo de Forjamento*, Forjaço, Lda, 1ª Ed., Janeiro de 2006.

Mielnik E.M. (1991), *Metalworking Science and Engineering*, McGraw-Hill, Inc., 1991.

Olivo, C. Thomas (1987), *Machine Tool Technology and Manufacturing Processes*, C. Thomas Olivo Associates, 1987.

Peres G., Yamakami W. and Suyama D.(2006), *Análise da Dureza Superficial de Um Aço Forjado a Quente Sob Diferentes Condições de Resfriamento*, XVIII Congresso de Iniciação Científica da UNESP.

Pires J. S. e Pires M.C. (1987), *Mecânica dos Materiais – Tecnologia Mecânica*, Edições ASA, 2ª Edição.

Seabra A. V. (1981), *Metalurgia Geral, Volume II*, Laboratório Nacional de Engenharia Civil (LNEC) – Departamento de Materiais de Construção, Lisboa.

Smith W. F. (1996), *Principles of Materials Science and Engineering*, McGRAW-HILL, 3ª edição, pp.490-493

Soares P. (1992), *Aços – Características e Tratamentos*, 5ª edição, pp. 5 - 32.

Villegas R., Redjaimia A., Confente M. and Perrot-Simonetta M.T. (2000), *Fractal Nature of Acicular Ferrite, and Fine Precipitation in Médium Carbon Micro-Alloyed Forging Steels*, Laboratoire de Science et Genie des Surfaces, Ecole de Mines de Nancy, France.

Yamakami W.J. and Buttom S.T. (2001), *Forjamento a quente de precisão: uma proposta para flexibilização*, 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação.